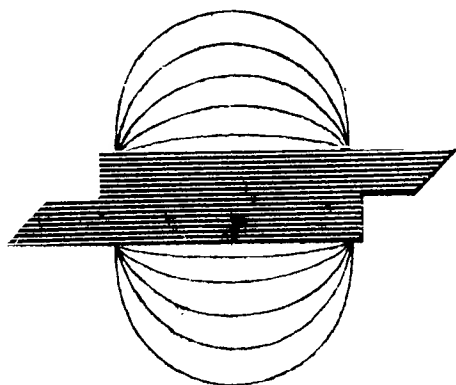


В.В.ДРУЖИНИН

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРО- ТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ



В. В. ДРУЖИНИН

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРО- ТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Издание второе, переработанное



«ЭНЕРГИЯ»

МОСКВА 1974

6П2.1.06

Д76

УДК 669.14.018.5.538.22

Дружинин В. В.

Д76 Магнитные свойства электротехнической стали.
Изд. 2-е, перераб. М., «Энергия», 1974.

240 с. с ил.

В книге приводится систематическое описание магнитных и электрических свойств кремнистой стали, широко применяемой в народном хозяйстве; рассматриваются методы магнитных измерений магнитно-мягких сплавов; дается краткое изложение современной теории ферромагнетизма.

Первое издание книги вышло в свет в 1962 г.

Книга рассчитана на инженерно-технических и научных работников электро- и радиопромышленности. Она может быть полезна также инженерам-металлургам, занимающимся производством электротехнической стали.

Д 30308-407
051(01)-74 165-74

6П2.1.06

© Издательство «Энергия», 1974 г.

ПРЕДИСЛОВИЕ

При непрерывном развитии техники и быстром увеличении производства электроэнергии значительно расширяется область применения электротехнической стали. Сама технология производства электротехнической стали значительно изменилась. Рулонная холоднокатаная текстурованная и нетекстурованная сталь доминирует над листовой горячекатаной сталью. Созданы и проектируются новые марки с улучшенными магнитными свойствами.

При таких темпах развития электротехнической стали в книгах по магнитным материалам, изданным 15—20 лет тому назад, часть данных утратила свою ценность. Это относится и к первому изданию данной книги, вышедшему 12 лет тому назад.

За последние годы было опубликовано только несколько обзорных статей о магнитных характеристиках электротехнической стали. Среди них следует указать на работу Л. Ш. Казарновского «Листовая электротехническая сталь» в сборнике «Итоги науки и техники» (серия «Электротехника и энергетика») за 1969 г.

С учетом работ советских и зарубежных исследователей за последние 15 лет в книгу включены новые материалы. Особенной переработке подверглись гл. 3 «Магнитные и электрические свойства сталей, применяемых в силовых агрегатах при повышенной частоте переменного тока» и гл. 6 «Влияние упругих напряжений на магнитные свойства электротехнической стали». Заново написана гл. 7 «Влияние наклепа и повторного отжига на магнитные и электрические свойства стали». В осталь-

ных главах значительная часть материала обновлена.

Данная книга не может заменить справочники по магнитным и электрическим характеристикам стали, где обычно приводятся наиболее важные зависимости, выполненные в виде графиков большого формата. Тем не менее, подобные материалы, приведенные здесь, отражают типичные свойства отдельных марок сталей.

Автор выражает признательность всем товарищам по совместной исследовательской работе, результаты которой опубликованы в периодической литературе и изложены в настоящей книге.

Все критические замечания и пожелания читателей автором будут тщательно рассмотрены. Эти замечания следует направлять по адресу: 113114 Москва, Шлюзовая набережная 10, издательство «Энергия».

Автор

Глава первая

**ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ**

**1-1. ОСНОВНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ СОВРЕМЕННОЙ ТЕОРИИ
ФЕРРОМАГНЕТИЗМА**

Согласно современной теории ферромагнетизма [Л. 1-1—1-6] основная особенность ферромагнитных веществ (Fe, Co, Ni, Gd, Dy, Tb, Ho, Er, Tm, их сплавов и соединений) заключается в том, что они состоят из областей самопроизвольного намагничивания (доменов), намагниченных до насыщения. В образце, находящемся в размагниченом состоянии, домены располагаются так, что результирующая намагниченность образца равна нулю. Между соседними доменами имеются границы, ширина которых исчисляется долями микрона. Размеры доменов возрастают с увеличением длины образца (или кристаллитов в поликристаллическом материале), и их ширина составляет применительно к железокремнистому сплаву сотые и десятые доли миллиметра.

Вектор намагниченности в граничном слое между противоположно намагниченными доменами постепенно поворачивается из одного направления в другое. При наложении магнитного поля на ферромагнитный образец происходит перестройка векторов намагниченности отдельных доменов в направлении поля. Работа, необходимая для перестройки доменной структуры образцов, зависит от кристаллической текстуры, металлографической структуры и напряжений.

Наименьшая работа затрачивается при намагничивании ферромагнетика вдоль направления легкого намагничивания. Для монокристаллов железа и железокремнистого сплава такими направлениями являются ребра куба ($\langle 100 \rangle$), для монокристаллов никеля — пространственная диагональ ($\langle 111 \rangle$), а в монокристалле кобальта — гексагональная ось ($\langle 0001 \rangle$).

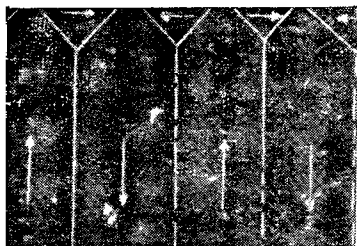


Рис. 1-1. Порошковые фигуры.

В монокристаллах ферромагнетиков имеются направления наиболее трудного намагничивания. Это является результатом различного магнитного взаимодействия атомов по различным кристаллографическим направлениям. Энергия, расходуемая на преодоление магнитного взаимодействия атомов при намагничивании

ферромагнетика, называется энергией анизотропии. Расположение осей легкого намагничивания в монокристаллах по кристаллографическим направлениям соответствует минимуму энергии анизотропии.

Общее выражение энергии магнитной анизотропии недеформированного образца монокристалла с кубической решеткой по Акулову [Л. 1-1] имеет вид:

$$F_{\text{аниз}} = k_0 + k_1 (s_1^2 s_2^2 + s_2^2 s_3^2 + s_3^2 s_1^2) + k_2 (s_1^2 s_2^2 s_3^2), \quad (1-1)$$

где k_0 , k_1 и k_2 — постоянные магнитной анизотропии; s_1 , s_2 , s_3 — косинусы углов между вектором намагниченности и ребрами куба.

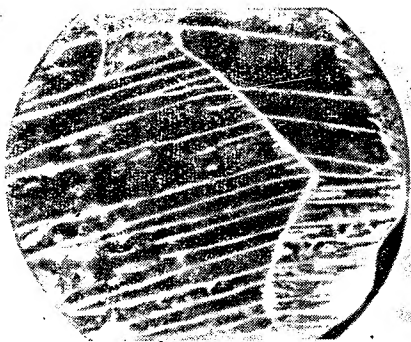


Рис. 1-2. Порошковые фигуры поликристаллического образца трансформаторной стали с близкой кристаллографической ориентацией зерен.

На поверхности образца ферромагнетика вдоль границ доменов имеются сильные поля рассеивания, что дает возможность визуального наблюдения этих границ [Л. 1-7, 1-8].

Достигается это путем покрытия полированной поверхности образца магнитной суспензией, причем взвешенные частицы суспензии концентрируются по границам областей самопроизвольной намагниченности.

На рис. 1-1 показана микрофотография наиболее простой порошковой фигуры, предсказанной Л. Ландау и Е. Лифшицем [Л. 1-9]. На верхней части рисунка видны замыкающие области, благодаря которым магнитный поток из одной области переходит в другую.

Когда на поверхность образца выходит ребро куба, то порошковые фигуры имеют вид, показанный на рис. 1-2. Если же на поверхность образца не выходит ни одно ребро куба, то образуются дополнительные замыкающие области и порошковые фигуры имеют более сложный вид (рис. 1-3).

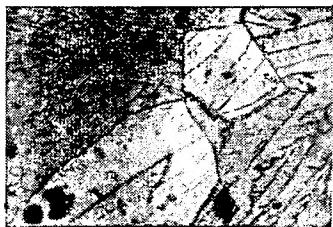


Рис. 1-3. Порошковые фигуры поликристаллического образца трансформаторной стали с различной кристаллографической ориентацией зерен.

Образование доменов в ферромагнитных телах приводит к снижению магнитостатической энергии. Наличие в ферромагнетике внутренних напряжений требует при его намагничивании дополнительных затрат энергии. Эта энергия называется магнитоупругой, ее величина зависит от внешних напряжений σ , приложенных к образцу и магнитострикции насыщения λ_s (относительное изменение размеров образца под действием магнитного поля). Магнитоупругая энергия может быть представлена формулой [Л. 1-10]

$$F_{\sigma} = -\frac{3}{2} \lambda_s \left(\cos^2 \varphi - \frac{1}{3} \right), \quad (1-2)$$

где φ — угол между вектором намагниченности и направлением действующих внешних напряжений.

Магнитоупругая энергия зависит от направления вектора намагниченности в кристалле и создает дополни-

тельные выгодные энергетические направления. Если магнитоупругая энергия больше энергии магнитной анизотропии ($\lambda\sigma > k$), то домены ориентируются не вдоль кристаллографических осей легкого намагничивания, а связаны с направлением приложенных к образцу напряжений. В образцах с большими механическими на-

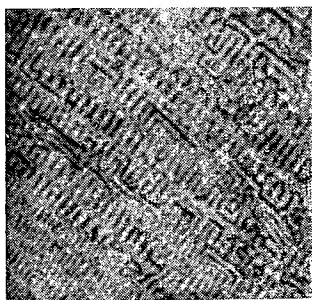


Рис. 1-4. Порошковые фигуры деформированного образца трансформаторной стали.

пряжениями стенки между доменами извилисты, вследствие чего магнитная структура является более сложной по сравнению с недеформированным кристаллом (рис. 1-4).

Рассмотрим процессы намагничивания и перемагничивания ферромагнетиков, исходя из их доменной структуры. В отсутствие внешнего магнитного поля ферромагнитный образец, охлажденный при отжиге с температуры выше точки Кюри, не обнаруживает намагниченности.

При наложении внешнего магнитного поля происходит переориентировка доменов, в результате чего образец намагничивается.

Намагничивание ферромагнетика происходит процессом смещения границ доменов и процессом вращения вектора намагниченности доменов. Рассмотрим процесс намагничивания на образце, имеющем только одну ось легкого намагничивания (кобальт). При наложении

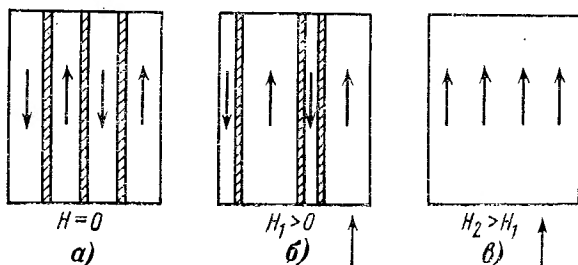


Рис. 1-5. Схема намагничивания образца за счет процессов смещения границ между доменами.

$a - H=0$; $б - H_1 > 0$; $в - H_2 > H_1$.

внешнего поля вдоль этой оси весь процесс будет осуществляться за счет смещения границ доменов (рис. 1-5).

При напряженности магнитного поля H_1 (рис. 1-5, б) домены, направленные вдоль поля, значительно расширены за счет доменов, в которых магнитные моменты анти-

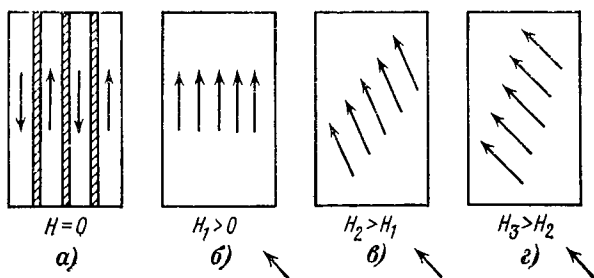


Рис. 1-6. Схема намагничивания за счет процессов смещения и вращения доменов.

a — $H=0$; $б$ — процесс смещения при $H=H_1$ окончен; $в$ — при $H_2 > H_1$ происходит процесс вращения; $г$ — при $H_3 > H_2$ процесс вращения окончен.

параллельны полю и при напряженности поля H_2 (рис. 1-5, в) эти области полностью исчезают.

Если магнитное поле приложено не вдоль оси легкого намагничивания, а под некоторым углом к ней, то процесс намагничивания осуществляется сначала за счет смещения границ доменов (рис. 1-6, б), а затем путем вращения вектора самопроизвольной намагниченности к направлению внешнего поля (рис. 1-6, в, г). На рис. 1-5 и 1-6 для упрощения изложения не показаны замыкающие области на торцах образцов.

В материале с одной осью легкого намагничивания направления вектора намагниченности в соседних доменах прямо противоположны, т. е. угол между ними составляет 180° (рис. 1-7, а), такое расположение доменов называется 180° -градусным соседством.

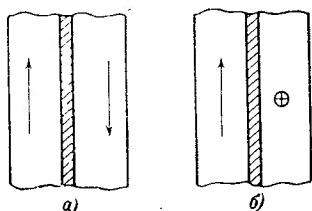


Рис. 1-7. Типы соседств доменов.

a — 180° -градусное; $б$ — 90° -градусное.

В материалах с тремя осями легкого намагничивания (железо) магнитная структура является более сложной,

так как кроме областей со 180-градусным соседством имеются области, в которых векторы намагниченности соседних доменов располагаются под углом 90° (рис. 1-7,б). Домены с таким расположением вектора намагниченности получили название областей с 90-градусным соседством.

При равномерном распределении доменов по трем взаимноперпендикулярным ребрам куба на каждое направление приходится $1/3$ объема всех доменов. Это соответствует случаю отсутствия магнитной текстуры в стали. Если в образце имеется неравномерное распределение доменов по различным направлениям, вызванное кристаллической текстурой, анизотропией формы образца или односторонними растяжениями, то в таком образце имеется магнитная текстура.

Намагничивание кристалла ферромагнетика с тремя осями легкого намагничивания в сравнительно слабых полях происходит за счет смещения границ между доменами и роста доменов, для которых вектор намагниченности составляет наименьший угол с направлением внешнего магнитного поля, а в сильных полях за счет процессов вращения вектора намагниченности доменов по направлению к магнитному полю. При намагничивании реальных ферромагнетиков нельзя строго установить границы между завершением процессов смещения и началом процессов вращения. В некоторой области магнитных полей эти два процесса существуют одновременно.

Различают процессы обратимого и необратимого смещения границ между доменами. Обратимое смещение границ происходит в очень слабых магнитных полях (для электротехнической стали — десятые доли ампер на метр) и характеризуется тем, что при исчезновении внешнего магнитного поля границы возвращаются в прежнее положение.

В достаточно сильных магнитных полях (для электротехнической стали порядка $5 \cdot 10^4$ а/м) намагниченность образцов достигает почти предельного значения, что соответствует так называемому техническому насыщению. При дальнейшем увеличении поля происходит лишь незначительный рост намагниченности вплоть до истинного насыщения.

Исходя из современных представлений теории ферромагнетизма, кривую намагничивания можно разделить

примерно на четыре участка (рис. 1-8). Первый участок соответствует обратимому смещению границ между областями самопроизвольной намагниченности (напряженность поля для электротехнической стали десятки доли ампер на метр).

Второй участок отражает необратимое смещение границ. Изменение намагниченности на этом участке происходит скачкообразно (за счет необратимых скачков Баркгаузена). Эти скачки обуславливают ступенчатость кривой намагничивания в области полей, соответствующих участку 2. Характер изменения намагниченности в увеличенном масштабе на рис. 1-8 показан справа. На этом участке имеется наиболее крутой подъем кривой намагничивания. Интервал напряженности магнитных полей, соответствующих участку 2, зависит от кристаллической текстуры стали. Для нетекстурованной стали максимальное поле, соответствующее этому процессу, со-

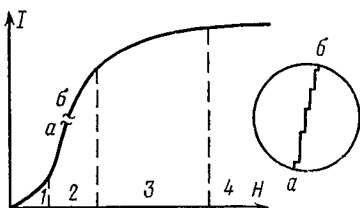


Рис. 1-8. Кривая намагничивания ферромагнитного образца.

1 — обратимое смещение границ между доменами; 2 — необратимое смещение границ; 3 — намагничивание за счет процесса вращения доменов; 4 — намагничивание образца до насыщения.

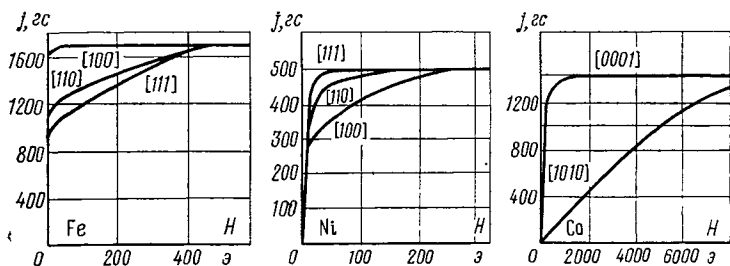


Рис. 1-9. Кривые намагничивания монокристаллических образцов железа никеля и кобальта для различных кристаллографических направлений.

ставляет $4 \cdot 10^2$ — $8 \cdot 10^2$ а/м, а для текстурованной стали при намагничивании образца вдоль направления прокатки оно значительно меньше.

Третий участок характеризуется процессом вращения вектора намагничивания к направлению внешнего поля.

На этом участке достигается техническое насыщение ферромагнетика. Намагниченность электротехнической стали при напряженности магнитного поля $1 \cdot 10^5$ а/м отличается от намагниченности истинного насыщения меньше чем на 1%.

Четвертый участок кривой намагничивания соответствует процессу истинного намагничивания ферромагнетика, называемому парапроцессом. На этом участке полностью заканчиваются процессы вращения ($H = 10^6$ а/м для электротехнических сталей).

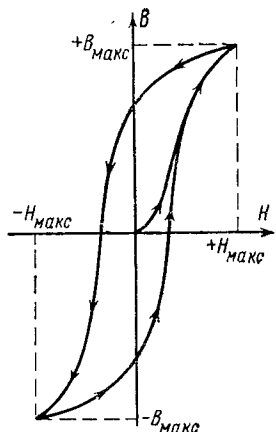


Рис. 1-10. Цикл гистерезиса ферромагнитного образца.

При намагничивании монокристалльных образцов вдоль различных кристаллографических направлений вид кривых намагничивания будет различным (рис. 1-9). Намагничивание монокристаллов железа вдоль ребер куба осуществляется за счет процессов смещения, и кривая намагничивания идет круто. При намагничивании вдоль пространственной диагонали, где большую роль играют процессы вращения, кривая намагничивания идет полого.

При помещении ферромагнитного образца в периодическое знакопеременное поле величина и знак вектора магнитной индукции описываются циклом гистерезиса (рис. 1-10).

Площадь цикла пропорциональна энергии, затрачиваемой внешним источником на перемагничивание 1 м^3 образца.

В процессе намагничивания и перемагничивания ферромагнитных тел происходит изменение их размеров, называемое магнитострикцией. Явление магнитострикции вызывается изменением силы магнитного взаимодействия между атомами в процессе намагничивания, в результате чего изменяется параметр решетки. Различают несколько видов магнитострикции:

1) продольную — относительное изменение длины образцов ($\lambda_{\parallel} = \Delta l / l$) вдоль направления намагничивания;

2) поперечную — относительное изменение линейных размеров образца в направлении, перпендикулярном приложенному полю ($\lambda_{\perp} = \Delta l/l$).

3) объемную — относительное изменение объема образца ($\lambda_v = \Delta v/v$) в процессе намагничивания.

Явление магнитострикции наблюдается в ферромагнетиках, имеющих домены с 90-градусным соседством и в области полей, где намагничивание происходит за счет процессов вращения.

Намагничивание образцов за счет смещения границ между доменами со 180-градусным соседством не вызывает изменения их размеров. Таким образом, по величине магнитострикции насыщения можно судить о магнитной текстуре ферромагнетиков.

Магнитострикция различных ферромагнетиков может быть положительной и отрицательной, что соответствует удлинению или укорочению образца.

Значения магнитострикции при намагничивании ферромагнетика до насыщения вдоль осей $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ называют постоянными магнитострикции и обозначают λ_{100} и λ_{111} . Магнитострикция монокристалла при намагничивании образца вдоль оси $\langle 110 \rangle$ не является самостоятельной характеристикой и определяется постоянными магнитострикции λ_{100} и λ_{111} .

1-2. ОСНОВНЫЕ МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Ферромагнитные материалы характеризуются зависимостью от напряженности внешнего поля H следующих параметров: магнитной индукции B , намагниченности J и магнитной проницаемости μ . В системе СИ магнитная индукция выражается в теслах (тл), напряженность магнитного поля в амперах на метр (а/м), а связь между ними подчиняется следующему выражению:

$$B = \mu_0 H, \quad (1-3)$$

где μ_0 — магнитная постоянная, равная абсолютной магнитной проницаемости вакуума ($\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ гн/м); μ — относительная магнитная проницаемость.

Величина $\mu_a = \mu \mu_0$ называется абсолютной магнитной проницаемостью. Относительная магнитная проницаемость μ в системе СИ численно равна магнитной проницаемости в системе СГСМ:

$$B = \mu H, \quad (1-4)$$

где $\mathbf{B}$ — магнитная индукция, $гс$; $\mathbf{H}$ — напряженность магнитного поля, $э$.

Векторы $\mathbf{B}$, $\mathbf{J}$ и $\mathbf{H}$ связаны между собой уравнением в системе СИ

$$\mathbf{B} = \mu_0 (\mathbf{H} + \mathbf{J});$$

в системе СГСМ

$$\mathbf{B} = \mathbf{H} + 4\pi\mathbf{J}.$$

Соотношения между единицами магнитных величин в системах СИ и СГСМ приводятся в нижеследующей таблице.

Магнитные характеристики	Система СИ	Система СГСМ	Соотношение единиц
Магнитная индукция	тесла ($тл$)	гаусс ($гс$)	$1 \text{ тл} = 10^4 \text{ гс}$
Напряженность магнитного поля	$\frac{\text{ампер}}{\text{метр}}$ ($\frac{а}{м}$)	эрстед ($э$)	$1 \frac{а}{м} = 4\pi 10^{-3} \text{ э}$
Магнитный поток	вебер ($вб$)	максвелл ($мкс$)	$1 \text{ вб} = 10^8 \text{ мкс}$

Связь между единицами напряженности поля $а/м$, $а/см$ и $э$ следующая $1 \text{ а/см} = 10^2 \text{ а/м}$; $1 \text{ а/см} = 0,4\pi э$.

Индукция ферромагнетиков зависит от приложенного магнитного поля. Эта зависимость, как уже указывалось, представляет собой кривую намагничивания $B=f(H)$.

а) Кривая намагничивания

Кривая намагничивания в монотонно возрастающем поле для ферромагнитного образца, охлажденного от температуры выше точки Кюри, называется кривой первоначального намагничивания. На практике измеряют основную (коммутационную) кривую намагничивания, являющуюся геометрическим местом вершин установившихся циклов гистерезиса, соответствующих различным значениям наложенного на образец магнитного поля. Различный характер зависимости магнитной индукции от поля на разных участках кривой намагничивания не позволяет получить простого аналитического выражения, описывающего всю кривую намагничивания.

Область начального намагничивания. На этом участке проницаемость слабо зависит от напряженности поля,

Значение начальной проницаемости определяется из выражения

$$\mu_n = \lim_{H \rightarrow 0} \frac{B}{\mu_0 H}. \quad (1-5)$$

Однако точное измерение проницаемости при очень малых полях является технически трудновыполнимой задачей. Обычно ограничиваются проницаемостью при поле $H = 0,2 \div 0,5$ а/м. Значение относительной магнитной проницаемости при указанных полях для разных марок электротехнической стали изменяется от нескольких сотен единиц до нескольких тысяч¹. Магнитная проницаемость μ даже в области малой напряженности поля заметно возрастает с увеличением поля (рис. 1-11, а).

Область наибольшей проницаемости. На этом участке кривой намагничивания магнитная проницаемость значительно изменяется при разных значениях H и степень ее изменения зависит от сорта стали и индивидуальных особенностей образца (рис. 1-11, б, в). Значения максимальной, относительной проницаемости в горячекатаной стали составляет 3 000—10 000, в холоднокатаной текстурованной — 30 000—80 000.

Область приближения к насыщению. Кривая намагничивания в сильных магнитных полях описывается выражением (система СГСМ)

$$J = J_s \left(1 - \frac{a_0}{H} - \frac{b_0}{H^2} - \frac{c_0}{H^3} \right) + \mu_0 H, \quad (1-6)$$

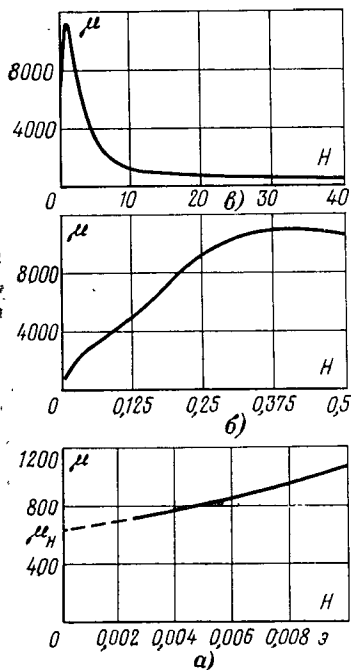


Рис. 1-11. Зависимость магнитной проницаемости стали Э43 от поля.

а — в слабых полях; б — в средних полях; в — в сильных полях.

¹ В дальнейшем, если не оговорено иное, речь идет об относительной магнитной проницаемости.

где a_0 , b_0 , c_0 — коэффициенты, зависящие от сорта материала; κ_0 — магнитная восприимчивость парапроцесса.

Эта формула получила название закона приближения к насыщению [Л. 1-11].

По данным [Л. 1-12] для поликристаллических образцов нетекстурованной трансформаторной стали коэффициенты a_0 и b_0 составляют: $a_0=1,3$ э; $b_0=4 \cdot 10^3$ э². При таких значениях коэффициентов a_0 и b_0 второй и третий члены в (1-6) уже при $H=10^5$ а/м составляют тысячные доли единицы, а намагниченность нетекстурованных образцов железокремнистого сплава составляет примерно 99,9% намагниченности насыщения. Для холоднокатаной текстурованной стали такая намагниченность достигается при значительно меньшей напряженности поля.

б) Коэффициент размагничивания

Кривая намагничивания $B=f(H)$ является характеристикой материала только в том случае, когда под напряженностью поля понимается поле внутри образца. В случае замкнутой магнитной цепи (тороидальные образцы)

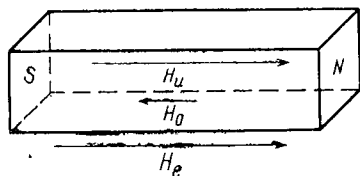


Рис. 1-12. Направление внутреннего и размагничивающего полей в образце разомкнутой формы, внесенном в однородное внешнее поле.

напряженность магнитного поля внутри образца H_u равна напряженности внешнего поля H_e . В разомкнутой магнитной цепи внутреннее поле H_u будет меньше внешнего поля H_e на величину H_0 , представляющую собой размагничивающее поле. Это уменьшение магнитного поля внутри образца называется магнитными по-

люсами, образующимися на концах образца (рис. 1-12).

Размагничивающее поле (H_0) направлено противоположно внешнему и зависит от намагниченности образца ($H_0=NJ$). Коэффициент пропорциональности N называется размагничивающим фактором. Как показал Р. И. Янус [Л. 1-13], в магнитных цепях с неоднородно намагниченными телами или полями намагничивающих обмоток размагничивающее поле может иметь одинаковое направление с полем намагничивающих обмоток. Это приводит к выравниванию намагниченности образца по его длине.

Широкое применение в технике нашли неполностью замкнутые магнитные цепи (прямоугольные рамы из пластин при сборке пластин встык или внахлестку).

1-3. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ПАРАМЕТРЫ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

а) Кривая намагничивания

Если электромагнитные характеристики образцов с замкнутой магнитной цепью в постоянных магнитных полях зависят от состава и структурного состояния материала, то магнитные характеристики в переменных полях зависят, кроме того, от размеров образцов (для листового материала от их толщины), формы кривой и частоты намагничивающего тока.

Так как намагничивание магнитопроводов из электротехнической стали в большинстве случаев происходит в переменном магнитном поле, то магнитные характеристики для этих условий намагничивания имеют наибольшее значение.

Особенность намагничивания ферромагнитного материала в переменном магнитном поле состоит еще в том, что

в толще материала образуются вихревые токи, в результате чего имеется неоднородное распределение магнитной индукции по сечению листа: в середине листа ее значение меньше, а в поверхностных слоях больше. Это явление называется поверхностным эффектом. Возникающие потери энергии от вихревых токов приводят к расширению цикла гистерезиса, который в этом случае называется динамическим циклом гистерезиса. Площадь динамического цикла гистерезиса пропорциональна сумме потерь от гистерезиса и вихревых токов.

Изображенный на рис. 1-13 динамический цикл гистерезиса относится к случаю слабо развитого, на

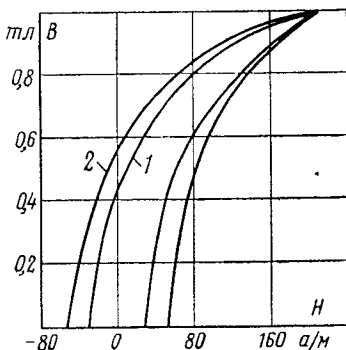


Рис. 1-13. Статический и динамический цикл гистерезиса стали Э43 с толщиной листа 0,5 мм при $B = 1,0$ тл и $f = 50$ гц.

1 — статический; 2 — динамический.

рис. 1-14 — сильноразвитого по́верхностного эффекта. Геометрическое место вершин динамических циклов гистерезиса характеризует изменение амплитуды магнитной индукции в зависимости от амплитуды напряженности переменного магнитного поля и представляет собой динамическую кривую намагничивания. В случае заостренных циклов гистерезиса динамическая кривая намагничивания определяется однозначно и отношение максимальной магнитной индукции B_m к максимальному значению напряженности магнитного поля определяет амплитудную магнитную проницаемость

$$\mu = \frac{B_m}{H_m}. \quad (1-7)$$

В образцах холоднокатаной текстурованной стали, имеющих высокую проницаемость в средних полях и аномально большие потери от вихревых токов даже при частоте переменного поля 50 гц, вершины динамических циклов гистерезиса сильно закруглены (рис. 1-14). Поэтому для таких образцов сравнение динамических кривых намагничивания со статическими затруднено.

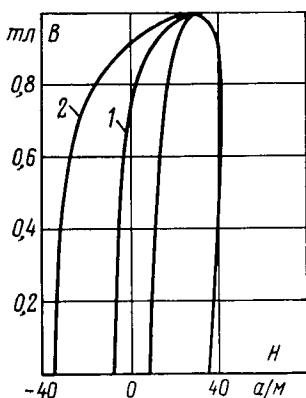


Рис. 1-14. Статический и динамический циклы гистерезиса стали Э330 толщиной листа 0,5 мм при $B=1,0$ тл и $f=50$ гц.

1 — статический; 2 — динамический.

При измерении кривой намагничивания в переменном поле большое значение имеет форма кривой магнитной индукции и кривой напряженности магнитного поля. В подавляющем большинстве случаев в намагничивающую обмотку магнитопровода подается напряжение синусоидальной формы. Так как активное сопротивление намагничивающих обмоток мало по отношению к ре-

активному сопротивлению, то изменение индукции близко к синусоидальному. Кривая формы тока в этом случае отличается от синусоиды. Ток или напряженность магнитного поля в соответствии с динамическим циклом гистерезиса должны изменяться во времени по такому закону, чтобы изменение магнитной индукции было синусоидальным (рис. 1-15,а).

В средних магнитных полях, где форма цикла гистерезиса близка к эллипсу, кривая тока имеет почти синусоидальный вид. В практике встречаются случаи, когда из-за большого активного сопротивления намагничиваю-

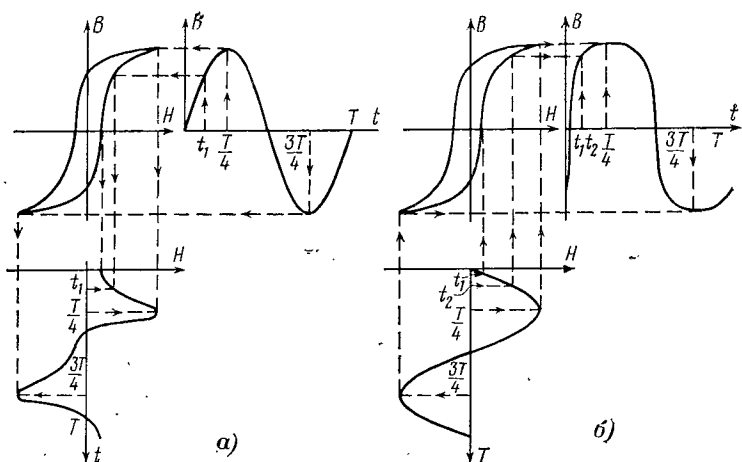


Рис. 1-15. Влияние гистерезиса на форму кривых магнитного поля и магнитной индукции.

a — кривая $H(t)$ при синусоидальном изменении индукции; *б* — кривая $B(t)$ при синусоидальном изменении напряженности магнитного поля.

щей цепи кривая тока становится близкой к синусоиде, а кривая магнитной индукции оказывается значительно искаженной (рис. 1-15,б).

При проектировании электрических машин и аппаратов большое значение имеет кривая намагничивания, у которой магнитная индукция выражена в амплитудных значениях B_m , а напряженность магнитного поля по формуле $H = In/l$; в этом случае значение намагничивающего поля вычисляется в действующих значениях. Кривые намагничивания в переменном поле $B_m = f(H_{\text{действ}})$ обычно определяют при синусоидальном изменении магнитной индукции. В этом случае, как следует из рис. 1-15,б, кривая напряженности поля отличается от синусоиды и отношение между амплитудой поля и его действующим значением не будет равно $\sqrt{2}$. Это отношение больше $\sqrt{2}$, а $H_{\text{действ}} < H_m / \sqrt{2}$. Значение $H_{\text{действ}} / \sqrt{2}$ можно сопоставить с амплитудой эквивалентной синусоиды, и

магнитная проницаемость в этом случае определяется как

$$\mu = \frac{B_M}{\mu_0 H_{\text{действ}} \sqrt{2}}. \quad (1-8)$$

В некоторых случаях важное значение имеет магнитная проницаемость, определяемая по первым гармоникам индукции B_M и напряженности магнитного поля H_{1M} : $\mu = B_{1M}/H_{1M}$.

Заменяя динамический цикл гистерезиса эллипсом, имеющим ту же площадь, В. К. Аркадьев [Л. 1-14] ввел понятие упругой и вязкой проницаемости. Для параметрического уравнения эллипса H и B должны быть синусоидальными функциями времени

$$H = H_M \sin \omega t;$$

$$B = B_M \sin(\omega t - \delta).$$

Значение магнитной индукции можно переписать в виде

$$B = B_M \cos \delta \sin \omega t - B_M \sin \delta \cos \omega t.$$

Выражения $B_M \cos \delta$ и $B_M \sin \delta$ заменим через B_{M1} и B_{M2} .

Упругая проницаемость определяется как

$$\mu_1 = \frac{B_{M1}}{H_M} = \frac{B_M \cos \delta}{H_M}, \quad (1-9)$$

а вязкая

$$\mu_2 = \frac{B_{M2}}{H_M} = \frac{B_M \sin \delta}{H_M}. \quad (1-9a)$$

Возводим в квадрат μ_1 и μ_2 ,

$$\mu = \sqrt{\mu_1^2 + \mu_2^2} = B_M/H_M,$$

тангенс угла потерь определяется выражением

$$\operatorname{tg} \delta = \mu_2/\mu_1,$$

проницаемость μ можно выразить в комплексном виде

$$\mu = \mu_1 - j\mu_2.$$

Подробное изложение всех видов проницаемости в переменном поле дано в [Л. 1-15].

б) Потери от гистерезиса и вихревых токов

Как указывалось выше, за один цикл перемагничивания ферромагнитного материала бесполезно затрачивается энергия, переходящая в тепло, пропорциональная площади динамического цикла гистерезиса. Затрата энергии за 1 сек, отнесенная к массе материала в 1 кг, называется удельными потерями. Удельные потери в стали состоят из потерь от гистерезиса и потерь от вихревых токов.

Потери от гистерезиса, вт/кг , могут быть рассчитаны в системе СГСМ

$$p_r = \frac{sf}{4\pi\gamma} \cdot 10^{-4}, \quad (1-10)$$

где s — площадь статического цикла гистерезиса, $\text{гс} \cdot \text{э}$; γ — плотность материала, г/см^3 ; f — частота переменного тока, гц ;

в системе СИ

$$p_r = \frac{sf}{\gamma}, \quad (1-11)$$

где s — площадь статического цикла гистерезиса, $\text{тл} \cdot \text{а/м}$; γ — плотность материала, кг/м^3 .

Площадь статического цикла гистерезиса в свою очередь зависит от максимальной индукции, коэрцитивной силы, остаточной индукции.

Потери от вихревых токов можно легко вычислить при условии равномерного изменения магнитной индукции по всему сечению листа и параллельности вектора индукции вектору напряженности магнитного поля [Л. 1-16]. Рассмотрим ферромагнитную пластину, находящуюся в переменном магнитном поле. Объем пластины можно представить состоящим из множества замкнутых электрических контуров, некоторые из них показаны на рис. 1-16,а. При изменении магнитного потока в каждом таком контуре будет наводиться э. д. с. e_x , а потери в единицу времени $p = e_x/r$, где r — электрическое сопротивление контура. Суммируя потери по всем контурам, будем иметь:

$$p_{\text{ов}} = \frac{4B_m f^2 d^2 k_f^2 \cdot 10^{-10}}{3\gamma\rho}, \quad (1-12)$$

где B_m — амплитуда магнитной индукции, тл ; f — частота переменного тока, гц ; d — толщина пластины, мм ;

k_f — коэффициент формы кривой магнитной индукции;
 γ — плотность материала пластины, кг/м^3 ; ρ — удельное электрическое сопротивление материала пластины, $\text{ом} \cdot \text{м}$.

В реальных ферромагнитных материалах изменение магнитной индукции неоднородно по сечению образца, а вектор магнитной индукции (при $B < B_s$) не всегда па-

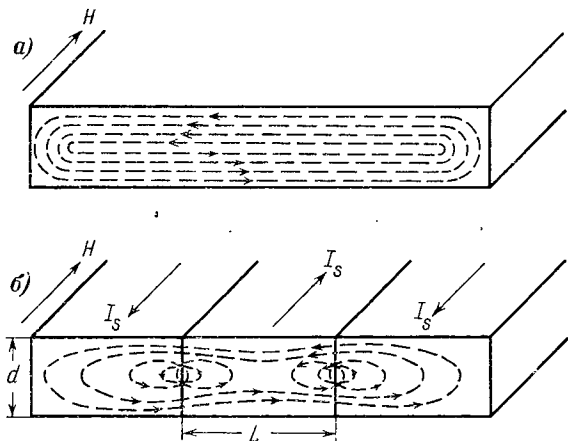


Рис. 1-16. Возникновение вихревых токов внутри пластины при намагничивании ее переменным полем.

а — без учета доменной структуры; б — с учетом доменной структуры.

раллелен вектору магнитного поля. Неоднородность изменения магнитной индукции в разных участках образца может быть обусловлена доменной структурой стали, структурной неоднородностью материала, различной кристаллографической ориентацией кристаллитов по отношению к внешнему полю.

Электродвижущая сила, возникающая в замкнутых контурах, зависит от скорости изменения магнитного потока во времени ($d\Phi/dt$). При перемагничивании образца за счет смещения стенок между доменами изменение магнитного потока происходит только в участках смещения стенок. В тех участках образца, в которых доменная стенка не перемещалась за данный промежуток времени, изменение магнитного потока равно нулю. Поэтому образование электрических контуров, в которых должны возникать вихревые токи, будет более сложным, чем при однородном изменении магнитного потока. По данным

[Л. 1-17] предлагается интерпретация контуров вихревых токов, показанная на рис. 1-16,в.

Согласно [Л. 1-18] в стержне квадратного сечения, имеющем только два домена, потери энергии получаются в несколько раз больше, чем рассчитанные без учета доменной структуры образца.

В [Л. 1-19] рассмотрен случай, когда по толщине листа располагалось четыре домена. Потери от вихревых токов получились в 1,5 раза больше, чем по (1-12).

В [Л. 1-20] были произведены расчеты потерь от вихревых токов с учетом 180° доменной структуры для образцов холоднокатаной текстурованной стали при намагничивании ее вдоль направления прокатки. При выполнении ряда ограничений было получено следующее выражение:

$$p_v = 1,62 p_{ov} \frac{L}{d}, \quad (1-13)$$

где p_{ov} — потери от вихревых токов, рассчитанные по (1-12); L — ширина доменов; d — толщина листа.

В крупнозернистой холоднокатаной текстурованной стали ширина доменов сравнима с толщиной листа и потери от вихревых токов, рассчитанные по (1-13), получаются больше, чем по (1-12).

Если из удельных потерь, определяемых экспериментально, вычесть сумму потерь от гистерезиса (1-11) и вихревых токов (1-12), то разность этих потерь

$$p_d = p_{г.в} - (p_{г.} + p_{ov}) \quad (1-14)$$

называют дополнительными или добавочными потерями; большую часть этих потерь следует отнести к потерям на вихревые токи с учетом (1-13).

Формула (1-13) применима только для холоднокатаной текстурованной стали с резко выраженной кристаллической и магнитной текстурой. Для горячекатаной стали дополнительные потери в сильной степени зависят от величины зерна [Л. 1-21], возрастая с его укрупнением.

Из теории ферромагнетизма известно, что с увеличением размеров монокристалльных образцов (или кристаллитов) ширина доменов становится больше. Для электротехнической стали это подтверждается экспериментально [Л. 1-22]. Таким образом, и для нетекстурованной стали неоднородное перемагничивание из-за доменной структуры приводит к увеличенным потерям от вихревых токов.

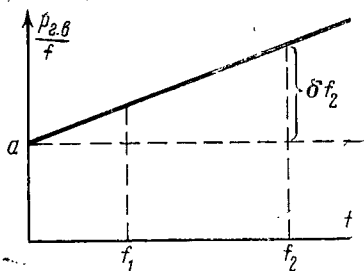


Рис. 1-17. Разделение общих потерь на потери от гистерезиса и вихревых токов путем измерения их при двух и более частотах.

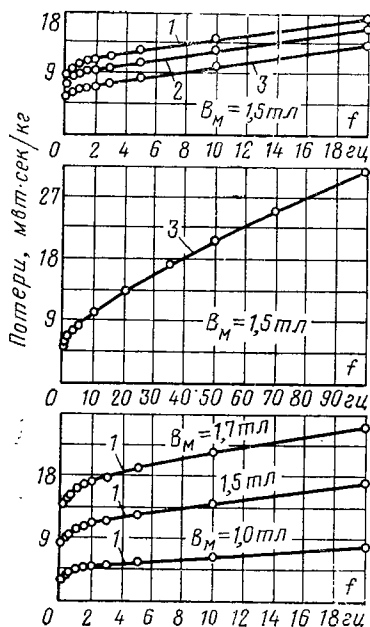


Рис. 1-18. Зависимость удельных потерь за цикл от частоты переменного поля в холоднокатаной стали.

1 — образец с наибольшими удельными потерями; 2 — образец со средними удельными потерями; 3 — образец с наименьшими удельными потерями.

В нетекстурованной и текстурованной стали с заметными углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации, кроме того, имеется межзеренная неоднородность намагничивания, которая так же может привести к увеличенным потерям от вихревых токов. Кристаллиты с малыми углами между одной из осей легкого намагничивания и внешним полем намагничиваются в большей степени, чем зерна, для которых этот угол значителен.

Далее одной из причин увеличенных потерь от вихревых токов является нормальная к направлению поля составляющая магнитной индукции [Л. 1-23].

В ряде случаев представляет интерес разделить измеренные общие потери в ферромагнетике на составляющие. В образцах электротехнической стали с мелкозернистой структурой, для которой дополнительные потери малы, общие потери хорошо описываются формулой

$$p_{г.в} = af + bf^2, \quad (1-15)$$

где af — характеризует потери от гистерезиса; bf^2 — потери от вихревых токов.

Потери энергии за цикл перемagnetивания будут:

$$p_{г.в}/f = a + bf. \quad (1-16)$$

Измеряя общие потери при двух и более частотах переменного поля и решая систему двух уравнений типа (1-16), находят коэффициенты a и b , а затем по (1-15) определяют потери p_g и p_v . Разделение потерь можно провести и графически. Выражение (1-16) представляет собой уравнение прямой линии в координатах $p_{г.в}/f$ и f (рис. 1-17). Отрезок, отсекаемый на оси $p_{г.в}/f$, равен коэффициенту a , а тангенс угла наклона прямой линии к оси f — b .

Для образцов электротехнической стали, имеющих большие дополнительные потери, зависимость $p_{г.в}/f$ от f является не строго линейной, особенно в области низких частот (0—10 гц). По данным [Л. 1-24] на рис. 1-18 приведено изменение $p_{г.в}/f$ от f для холоднокатаной текстурованной трансформаторной стали. Поэтому разделение потерь на составляющие по такому методу для текстурованной стали является весьма приближенным.

1-4. ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Электротехническая сталь обычно представляет собой сплав железа с кремнием. Легирование железа кремнием производится с целью улучшения его магнитных и электрических свойств за счет: увеличения удельного электросопротивления; выклинивания γ области на диаграмме железо — кремний при $Si = 2,0 \div 2,5\%$ (рис. 1-19), что создает возможность нагрева стали до высоких температур без перекристаллизации и получения текстурованной стали; уменьшения постоянных магнитной анизотропии и магнитострикции; укрупнения зерна; энергичного раскисления жидкого металла и некоторой графитизации углерода.

По данным [Л. 1-25] постоянная магнитной анизотропии стали, содержащей 1% Si, составляет 45×10^4 эрг/см³, а с 4,5% Si — $28 \cdot 10^4$ эрг/см³ (рис. 1-20). Учитывая, что величина коэрцитивной силы связана определенной зависимостью с постоянной анизотропии ($H_c \approx K^n$), можно объяснить этим наблюдаемое снижение коэрцитивной силы с увеличением содержания кремния в стали.

Рассмотрим изменение постоянной магнитострикции λ_{100} и λ_{111} в монокристалльных образцах железокремнистого сплава с разным содержанием кремния. По дан-

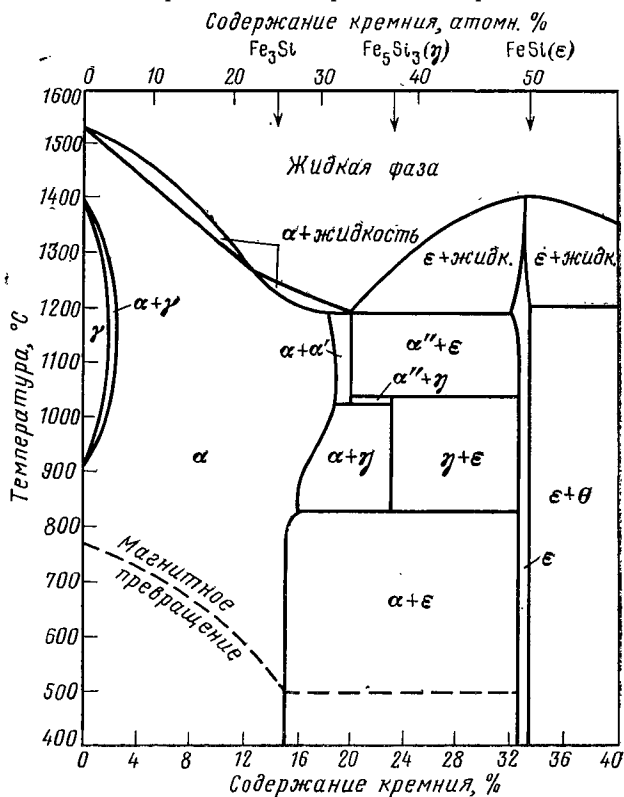


Рис. 1-19. Диаграмма состояния Fe—Si.

ным [Л. 1-26] в монокристаллах кремнистого сплава с Si=3,5% $\lambda_{100}=24 \cdot 10^{-6}$, а $\lambda_{111}=2,3 \cdot 10^{-6}$. В. Карр [Л. 1-27] исследовал зависимость λ_{100} и λ_{111} от содержания кремния (рис. 1-21). Было установлено, что λ_{100} с увеличением содержания кремния с 1,5 до 5% уменьшается с 27×10^{-6} до $17 \cdot 10^{-6}$, а при Si=6,5% близка к нулю.

Различие по знаку и величине постоянных магнитострикции λ_{100} и λ_{111} в монокристаллах с разным содержанием кремния накладывает свой отпечаток на вид кривых магнитострикции нетекстурованной стали с разной степенью легирования кремнием [Л. 1-28]. На рис. 1-22

видно, что в образцах с малым содержанием кремния на кривых $\lambda(H)$ имеется максимум, связанный с отрицательным значением λ_{111} . С увеличением содержания крем-

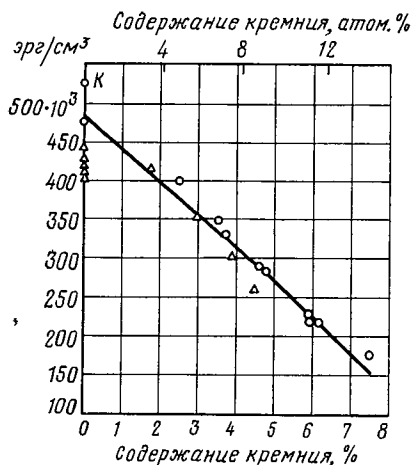


Рис. 1-20. Зависимость постоянной магнитной анизотропии K от содержания кремния.

ния абсолютное значение λ_{111} заметно уменьшается и максимум на кривой $\lambda(H)$ сглаживается.

На рис. 1-23 показано изменение максимальной проницаемости от содержания кремния в нетекстурованной

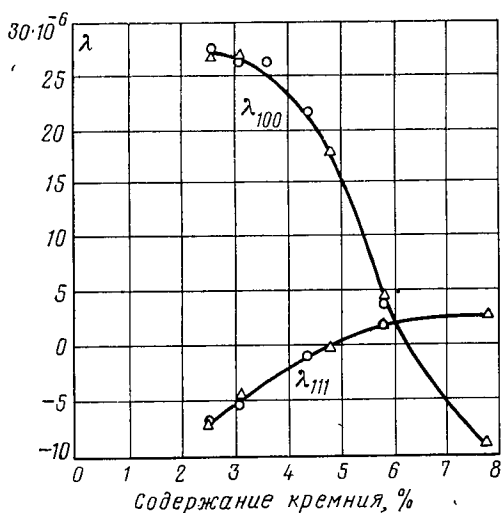


Рис. 1-21. Зависимость постоянных магнетострикции (λ_{100} и λ_{111}) от содержания кремния.

стали по данным [Л. 1-29]. При $\text{Si}=6,5\%$ имеет место наибольшее значение максимальной магнитной проницаемости, что связано с близким к нулю значением магнитострикции и малой постоянной магнитной анизотропии.

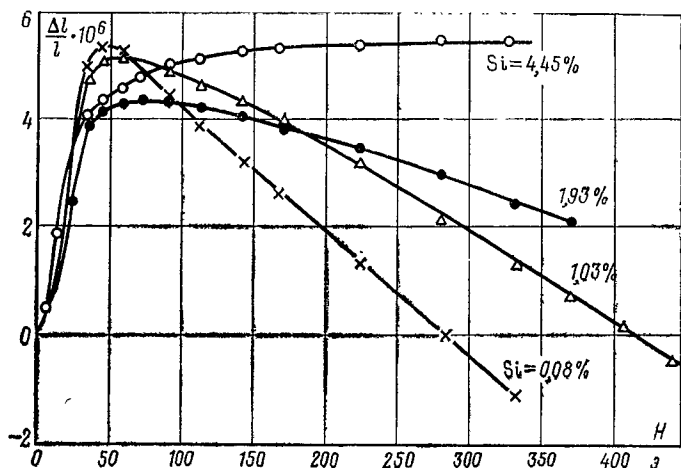


Рис. 1-22. Зависимость продольной магнитострикции железо-кремнистого сплава от напряженности магнитного поля.

Максимальная магнитная проницаемость после отжига при температуре $1\,330^\circ\text{C}$ достигает 50 000, а после отжига в магнитном поле — более 200 000.

Из приведенных данных следует, что для получения наибольшей максимальной проницаемости и минимума потерь содержание кремния в электротехнической стали целесообразно увеличивать до 6,5%. Практически содержание кремния ограничивается 4,5%, так как при дальнейшем повышении кремния сталь становится весьма хрупкой.

Введение кремния приводит к увеличению удельного электрического сопротивления стали. Зависимость удельного электрического сопротивления, $\text{ом} \cdot \text{м}$, от процентного содержания кремния определяется приближенной эмпирической формулой

$$\rho = 1,0 \cdot 10^{-7} + 1,2\% \text{ Si} \cdot 10^{-7}.$$

При изменении содержания кремния с 1 до 4% удельное электрическое сопротивление сплава возрастает

в 2,5 раза, что приводит к соответствующему уменьшению потерь от вихревых токов.

Введение кремния положительно сказывается на коэффициенте магнитного старения, который снижается

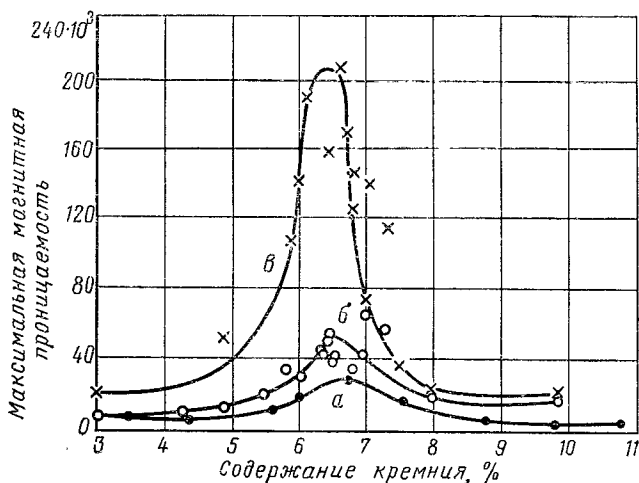


Рис. 1-23. Зависимость максимальной проницаемости от содержания кремния.

а — отжиг при 1000 °С; *б* — отжиг при 1300 °С в водороде; *в* — отжиг при 1300 °С в водороде, при охлаждении с 700 °С в магнитном поле.

с 6—8% при Si=1% до 2—3% при Si=4%. Увеличение содержания кремния приводит также к резкому снижению температурного коэффициента электрического сопротивления стали (табл. 1-1).

Таблица 1-1

Температурный коэффициент электрического сопротивления железокремнистых сплавов

Si, %	Температурный коэффициент сопротивления, °С ⁻¹	Si, %	Температурный коэффициент сопротивления, °С ⁻¹
0,0	0,0050	2,5	0,0010
0,5	0,0032	3,0	0,00092
1,0	0,0022	3,5	0,00080
1,5	0,0016	4,0	0,00073
2,0	0,0013	4,5	0,00070

Это обеспечивает в стали с повышенным содержанием кремния незначительную температурную зависимость потерь от вихревых токов.

Отрицательное действие кремния на магнитные свойства сводится к снижению магнитной индукции насыщения. По данным [Л. 1-30] при $\text{Si}=1\%$ магнитная индук-

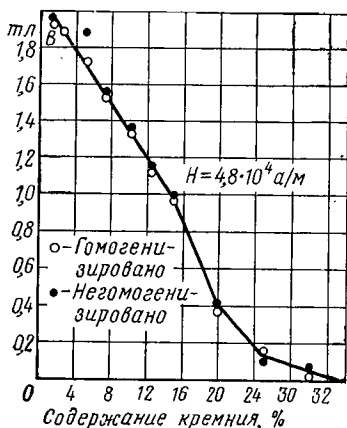


Рис. 1-24. Зависимость магнитной индукции при $H = 4,8 \cdot 10^4$ а/м от содержания кремния.

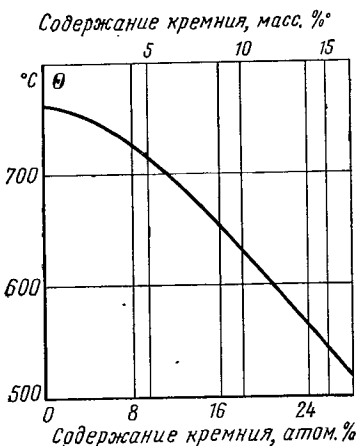


Рис. 1-25. Зависимость температуры Кюри от содержания кремния.

ция насыщения B_s снижается на 0,048 тл. Такое изменение наблюдается до $\text{Si}=14\%$. При дальнейшем увеличении содержания кремния индукция насыщения уменьшается более значительно. Излом на кривой $B_s=f(\text{Si})$ связывается с появлением соединений Fe_3Si . При $\text{Si}=33\%$ ферромагнитные свойства сплава исчезают (рис. 1-24). Точка Кюри с повышением содержания кремния по данным Фалло [Л. 1-3] снижается (рис. 1-25).

1-5. ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ПЛОТНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Сплав железа с кремнием представляет собой твердый раствор замещения. Эффективный диаметр атомов кремния меньше диаметра атомов железа, поэтому постоянная решетки уменьшается с увеличением содержа-

ния кремния. На рис. 1-26 показана зависимость параметра решетки от содержания кремния [Л. 1-31]. При содержании кремния 5% на кривой наблюдается излом, связываемый с началом упорядочения сплава.

Плотность листовой кремнистой стали, свободной от окалины, кг/м^3 , при комнатной температуре зависит от

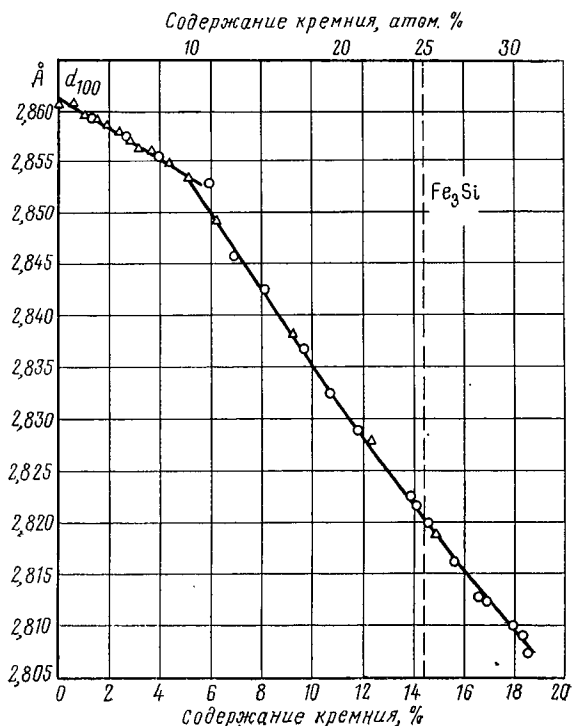


Рис. 1-26. Зависимость параметра решетки железокремнистых сплавов от содержания кремния.

содержания кремния (до 5%) по данным американского стандарта ASTM следующим образом:

$$\gamma = 7865 - 65\% \text{ Si}.$$

В [Л. 1-32] приводится следующая зависимость плотности железокремнистых сплавов от содержания кремния, алюминия и меди:

$$\gamma = 7851 - 59\% \text{ Si} - 113\% \text{ Al} + 44\% \text{ Cu}.$$

При наличии марганца в электротехнической стали до 0,5% плотность ее практически не изменяется. Для листов, на поверхности которых имеется окалина, средняя плотность металла и окислы будет меньше на 30—70 кг/м³ в зависимости от толщины и состава окислы. В ГОСТ 802-58 плотность стали с окислы принята на 50 кг/м³ меньше плотности стали без окислы и округляется до нуля или пяти в третьем знаке плотности (табл. 1-2).

Таблица 1-2

Плотность электротехнической стали

Содержание кремния в стали, %	Плотность, кг/м ³	
	травленных листов	нетравленных листов
0	7 850	—
1	7 800	7 750
2	7 750	7 700
3	7 650	—
4	7 550	—

Механические свойства чистого железокремнистого сплава исследованы в [Л. 1-33]. С увеличением содержания кремния до 4,5% предел текучести σ_T увеличивается почти в 5 раз, а предел прочности σ_B возрастает в 2,5 раза. При дальнейшем увеличении содержания кремния до 7% σ_T и σ_B резко снижаются. Относительное удлинение стали с 2,5% Si значительно падает (рис. 1-27). Эти данные по механическим свойствам относятся к нетекстурованному металлу, свободному от внутренних напряжений. По [Л. 1-34] предел прочности железокремнистого сплава даже после горячей прокатки при $t=1000^\circ\text{C}$ значительно повышается, что видно из следующих данных:

Si, %	1	3	4
σ_B , кгс/см ²	6 000	7 700	8 300

Предел прочности и предел текучести после холодной прокатки повышаются еще в большей степени.

В [Л. 1-35] приводятся следующие значения σ_B и σ_T (вдоль прокатки) для стали с Si=3,0% после различного обжата в холодном состоянии:

ϵ , %	30	40	50	60	70	80
σ_B , кгс/см ² . .	8 000	8 400	8 900	9 200	9 700	10 500
σ_T , кгс/см ² . .	7 000	7 400	7 900	8 300	8 800	9 200

В тонколистовой горячекатаной электротехнической стали (0,35—0,50 мм) имеется некоторая анизотропия механических свойств. В частности, пределы прочности и

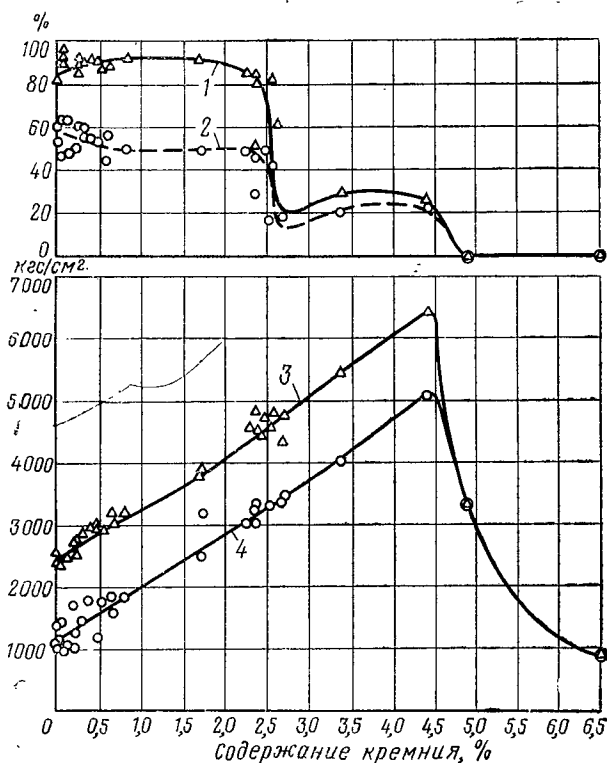


Рис. 1-27. Зависимость механических характеристик железокремнистых сплавов от содержания кремния.

1 — относительное уменьшение площади поперечного сечения;
2 — относительное удлинение; 3 — предел прочности при растяжении; 4 — предел текучести.

Таблица 1-3

Анизотропия механических свойств горячекатаной стали

Параметр	Направление прокатки	Содержание кремния, %			
		1	2	3	4
Предел прочности, кгс/см ²	Вдоль	2 700	3 800	4 900	5 400
	Поперек	3 400	4 400	5 400	5 800
Предел текучести, кгс/см ²	Вдоль	1 800	2 700	3 600	4 300
	Поперек	2 000	3 100	4 200	4 700

Анизотропия механических свойств холоднокатаной текстурованной стали ($\text{Si}=3,2\%$)

Параметр	Угол с направлением прокатки		
	0°	55°	90°
Предел прочности, кгс/см^2	3 500—4 200	4 300—4 700	3 900—4 300
Предел текучести, кгс/см^2	3 100—3 600	3 900—4 300	3 300—3 600
Предел упругости, кгс/см^2	2 880	3 800	2 900
Модуль упругости, кгс/см^2	12—13·5·10 ⁵	21—22·10 ⁵	16—19·10 ⁵
Удлинение, %	9—17	2	26—71

текучести вдоль прокатки несколько меньше, чем поперек. По данным [Л. 1-36] в табл. 1-3 приведены значения

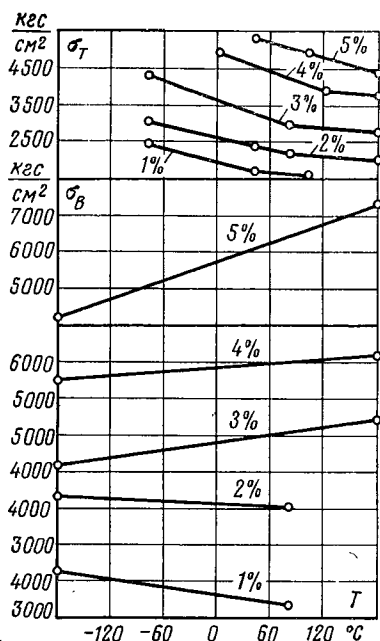


Рис. 1-28. Температурная зависимость пределов прочности и текучести железокремнистого сплава.

предела прочности σ_B и предела текучести σ_T для стали с различным содержанием кремния.

Анизотропия механических характеристик в горячекатаной стали, по-видимому, связана с наличием слабовыраженной кристаллической текстуры. На образцах холоднокатаной текстурованной стали анизотропия механических свойств проявляется более резко (табл. 1-4).

Значения параметров по разным литературным источникам несколько отличаются между собой. В табл. 1-4 для каждой характеристики указаны наименьшие и наибольшие значения, наблюдавшиеся разными авторами.

В [Л. 1-37] на образцах из чистого железокремни-

стого сплава были изучены механические свойства при температурах $-200 \div +200^{\circ}\text{C}$ (рис. 1-28). При повышении температуры в указанных интервалах для стали

с $Si = (3 \div 5) \%$ предел прочности увеличивается, а предел текучести уменьшается.

Наиболее резкое изменение с температурой обнаруживает относительное удлинение (рис. 1-29).

При более высоких температурах ($200-700^\circ C$) механические свойства изменяются еще значительно. Если для высококремнистой стали при повышении температуры до $200^\circ C$ предел прочности несколько повышался, то

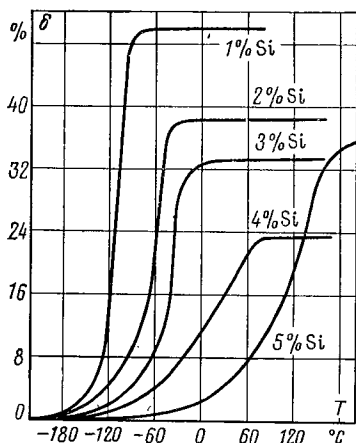


Рис. 1-29. Температурная зависимость относительного удлинения δ железокремнистого сплава.

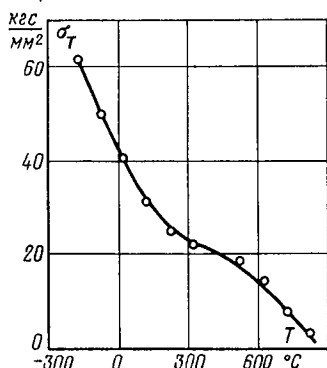


Рис. 1-30. Температурная зависимость предела текучести трансформаторной стали ($Si = 4,0\%$).

при дальнейшем повышении температуры он снижается. По данным [Л. 1-38] в стали с $Si = 4\%$ изменение предела текучести с температурой показано на рис. 1-30.

С повышением содержания кремния резко возрастает хрупкость стали, которая объясняется высоким сопротивлением сплава малым пластическим деформациям и низкой хрупкой прочностью [Л. 1-39]. Оценкой хрупкости является количество перегибов пластинки под углом 90° на губках радиусом 5 мм и обратное ее выпрямление в первоначальное положение. Количество перегибов уменьшается с увеличением содержания кремния и толщины листа. Наряду с анизотропией механических свойств стали имеет место анизотропия хрупкости. В табл. 1-5 приведена анизотропия хрупкости в монокристаллических образцах холоднокатаной стали $Si = 3,2\%$ [Л. 1-40].

Анизотропия хрупкости в монокристалльных образцах
холоднокатаной стали

№ образца	Количество перегибов в образцах, вырезанных вдоль осн	
	[001]	[110]
1	42	14
2	39	12
3	20	8
4	22	12
5	23	14

В полосках, вырезанных вдоль оси [001], число перегибов в 2—3 раза больше, чем вдоль оси [110]. В образцах

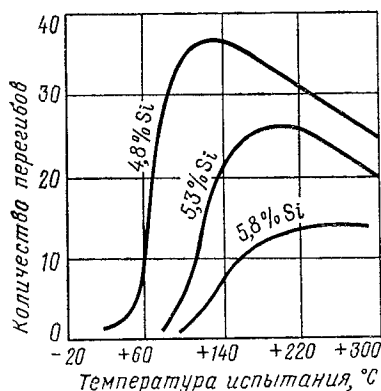


Рис. 1-31. Влияние температуры испытания образца на количество перегибов в кремнистой стали.

цах слаболегированной горячекатаной стали, где кристаллическая текстура выражена в большей степени, чем в высоколегированной горячекатаной стали, анизотропия хрупкости является заметной: количество перегибов для продольных образцов в 1,5 раза больше, чем для поперечных. С повышением температуры образцов [Л. 1-41] количество перегибов значительно увеличивается (рис. 1-31).

Вибрационная прочность стали, определяемая числом циклов вибрации с определенной амплитудой колебания до разрушения образца, возрастает с повышением содержания кремния [Л. 1-42]. Эти данные приведены в табл. 1-6.

Теплоемкость c_p электротехнической стали с изменением содержания кремния от 0 до 5% остается практически постоянной, составляя $0,11 \text{ кал}/(\text{г} \cdot ^\circ\text{C})$ при комнатной температуре. Температурный коэффициент линейного расширения α в интервале температур $0-100^\circ\text{C}$ мало зависит от содержания кремния, а при более высоких температурах по данным [Л. 1-43] некоторая зависимость имеется (табл. 1-7).

Таблица 1-6

**Вибрационная прочность горячекатаной
электротехнической стали**

Марка стали	Максимальная вибрационная прочность		Направление прокатки
	Прогиб, мм	Число циклов, миллионы	
Э11	2,5 2,0	11,3 22,5	Вдоль Поперек
Э43	3,5 3,5	32,5 24,5	Вдоль Поперек

Изменение плотности кремнистой стали, кг/м^3 , от температуры по тем же исследованиям представлено в табл. 1-8.

Таблица 1-7

**Температурная зависимость коэффициента линейного
расширения электротехнической стали α , $10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$**

Si, %	$t, ^\circ\text{C}$				
	100	300	500	700	900
0,0	12,7	14,6	15,6	15,5	13,8
1,0	12,2	13,8	15,5	—	—
2,2	12,2	13,8	15,5	14,8	—
3,98	12,2	13,9	15,5	15,5	16,6
4,38	12,3	13,1	15,7	14,6	15,7

Температурная зависимость коэффициентов теплопроводности λ , $\text{кал}/(\text{см} \cdot \text{сек} \cdot ^\circ\text{C})$, и теплоемкости c_p , $\text{кал}/(\text{г} \times ^\circ\text{C})$, по данным [Л. 1-43] представлена в табл. 1-9.

Таблица 1-8

Значения плотности кремнистой стали при разных температурах

$t, ^\circ\text{C}$	Si, %			
	1,0	2,2	3,94	4,38
100	7 100	7 630	7 560	7 520
300	7 640	7 570	7 490	7 470
500	7 550	7 490	7 420	7 400
700	7 500	7 420	7 350	7 330
900	7 420	7 340	7 260	7 250

Температурная зависимость коэффициентов теплопроводности и теплоемкости

$t, ^\circ\text{C}$	Si=1,0%		Si=4,0%	
	λ	c_p	λ	c_p
100	0,108	0,120	0,049	0,121
300	0,102	0,132	0,056	0,135
500	0,090	0,157	0,070	0,165
700	0,076	0,209	0,065	0,232
900	0,065	0,187	0,066	0,177

1-6. ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Магнитные свойства электротехнических сталей являются структурно чувствительными. Они зависят от внутренних напряжений, количества примесей, их состава и дисперсности, размеров зерна, его совершенства, наличия кристаллической и магнитной текстуры.

Напряжения в стали приводят к значительному ухудшению ее магнитных свойств. На рис. 1-32 по данным [Л. 1-44] показано увеличение удельных потерь в холоднокатаной трансформаторной стали под действием небольшой пластической деформации. Это является следствием резкого увеличе-

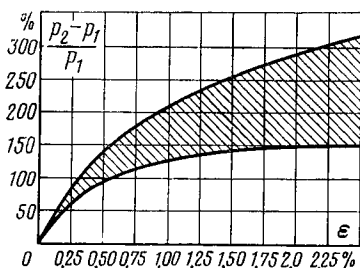


Рис. 1-32. Влияние холодной деформации на удельные потери текстурованной стали.

p_1 — удельные потери до деформации;
 p_2 — удельные потери после деформации.

ния плотности дислокаций в деформированном материале, которая возрастает с 10^6 — 10^8 до 10^9 — 10^{10} на квадратный сантиметр.

В [Л. 1-45] коэрцитивная сила связывается с плотностью дислокаций N следующим соотношением:

$$H_c \approx \sqrt{N}.$$

Для монокристаллических образцов Fe—Si сплава увеличение коэрцитивной силы от пластической деформации для разных кристаллографических направлений происходит в разной степени [Л. 1-46].

В [Л. 1-47] показано, что можно исследовать влияние дислокационной структуры на магнитные свойства по температурной зависимости коэрцитивной силы и потерь на перемагничивание. Там же вводится понятие потерь энергии, обусловленное колебаниями дислокаций, помимо потерь от гистерезиса. При большой плотности дислокаций (деформированный материал) эта составляющая,

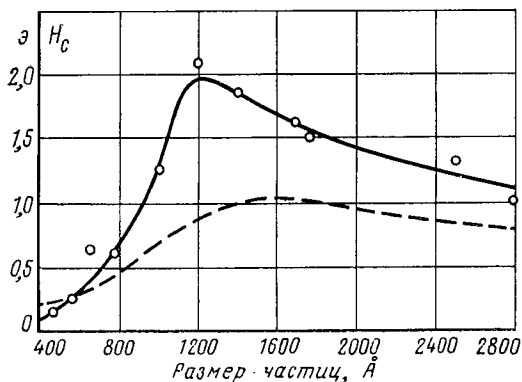


Рис. 1-33. Зависимость коэрцитивной силы от диаметра включений.

по мнению автора, имеет большой вес в общих потерях, что подтверждается увеличением потерь с повышением температуры.

Как видно из [Л. 1-48], в отожженных образцах магнитные свойства зависят не только от средней плотности дислокаций, но и от их распределения.

При рассмотрении вопроса о влиянии примесей на магнитные свойства необходимо учитывать размеры включений и те напряжения, которые создаются вокруг включений.

1. Включения стали, являющиеся обычно неферромагнитными и находящиеся в ферромагнитном окружении, увеличивают магнитостатическую энергию, которая является наибольшей [Л. 1-49, 1-50], когда размеры включений соизмеримы с шириной доменных стенок (доли микрометра). По данным работы [Л. 1-51] на рис. 1-33 показано изменение коэрцитивной силы от диаметра включений углерода. По этим данным при размере включений 0,12 мкм коэрцитивная сила получается наибольшей. Размеры включений в электротехнической стали изменя-

ются от долей микрометра до десятков микрометров. Включения, содержащие азот, как правило, имеют наименьшие размеры.

2. Второй причиной, приводящей к различному влиянию включений на магнитные свойства стали, по исследованию [Л. 1-52] является неодинаковая зона искажения матрицы вблизи включения из-за различия их коэффициентов термического расширения. Зона искажения матрицы может быть в несколько раз больше диаметра включения, и в этой зоне имеется повышенная плотность дислокаций. Из-за увеличения магнитоупругой энергии ферромагнетика происходит возрастание коэрцитивной силы. По данным [Л. 1-53, 1-54] наиболее вредными включениями по этой причине являются AlN , Si_2N_4 , Al_2O_3 , цементит и некоторые другие включения.

Если учесть, что включения на основе азота являются более мелкими, чем на основе углерода, и имеют большую зону искажения металла, то с этих позиций можно заключить о большей вредности азотосодержащих включений, чем углеродосодержащих.

Зависимость общих потерь от содержания примесей является более сложной, чем для коэрцитивной силы. Если потери от гистерезиса возрастают с увеличением включений при одной дисперсности, то потери от вихревых токов, как правило, уменьшаются. Это связано с тем, что включения искажают доменную структуру и средние размеры доменов при этом уменьшаются и в соответствии с § 1-3 потери от вихревых токов должны также снижаться.

На рис. 1-34 представлено изменение удельных потерь в стали Э43 с толщиной листа 0,35 мм при изменении содержания углерода от 0,005 до 0,03%. Приведенная зависимость составляющих потерь от содержания углерода относится к крупнозернистой стали ($n=5 \div 15$ зерен на 1 мм² площади шлифа). Как следует из этого графика, потери от вихревых токов снижаются с увеличением содержания углерода почти с той же интенсивностью, с какой возрастают потери от гистерезиса.

В [Л. 1-55] показано, что в холоднокатаной текстурованной трансформаторной стали при изменении содержания углерода от 0,003 до 0,015% при постоянной текстуре и величине зерна наблюдается следующее изменение составляющих потерь: удельные потери $p_{1,5/50}$ и потери от гистерезиса возрастают соответственно на 0,10 и

0,15 вт/кг, потери от вихревых токов снижаются на 0,05 вт/кг. Различное влияние на составляющие удельных потерь оказывают азот, сера, алюминий и другие элементы.

При изучении влияния тех или иных элементов на магнитные и электрические свойства производственных партий стали необходимо еще учитывать сопутствующие изменения в структурных характеристиках стали: величина

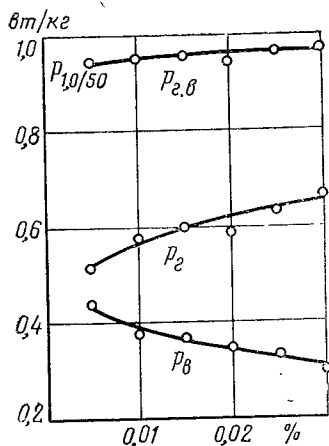


Рис. 1-34. Зависимость составляющих потерь от содержания углерода в крупнозернистой горячекатаной трансформаторной стали толщиной 0,35 мм.

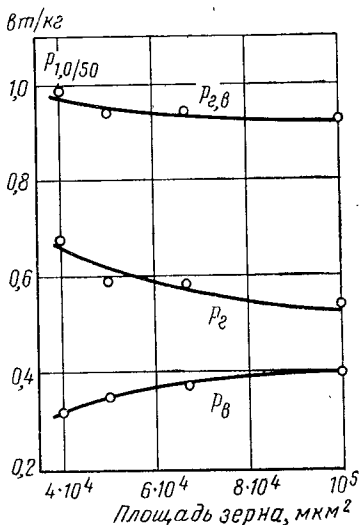


Рис. 1-35. Зависимость составляющих потерь от величины зерна в горячекатаной трансформаторной стали.

ны зерна, кристаллической текстуры и др., а также взаимосвязь между отдельными элементами химического состава. Так, в горячекатаной трансформаторной стали, отжигаемой при температуре 800 °С, при изменении содержания серы с 0,002 до 0,10% удельные потери $p_{1,5/50}$ возрастают на 0,20 вт/кг, а если учесть вредность влияния только одних сульфидных включений, исключив влияние величины зерна, то на 0,05 вт/кг. В холоднокатаной трансформаторной стали необходимо учитывать роль включений (серы, азота и др.) в формировании кристаллической текстуры, которая сама по себе имеет большое влияние на магнитные свойства стали.

Таким образом, можно говорить о двух видах влияния включений на свойства стали: без учета сопутствующих изменений структуры и с учетом такого изменения.

Большую роль в улучшении магнитных характеристик стали имеет величина зерна, увеличение которой, с одной стороны, приводит к снижению потерь от гистерезиса, а с другой стороны, в соответствии с § 1-3 — к увеличению потерь от вихревых токов. На рис. 1-35 показано изменение составляющих потерь в стали Э43 (толщина листа 0,35 мм), где отчетливо видно существенное возрастание потерь от вихревых токов с укрупнением зерна.

В холоднокатаной текстурованной трансформаторной стали влияние величины зерна на удельные потери необходимо рассматривать с учетом постоянства кристаллической текстуры, так как между величиной зерна и кристаллической текстурой имеется сильная взаимосвязь.

1-7. КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА В ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Элементарная ячейка железокремнистого сплава представляет объемноцентрированный куб. Кристаллические плоскости характеризуются обратными величинами отрезков, отсекаемых этими плоскостями на осях координат (рис. 1-36). Грани куба обозначаются символами (100), (010), (001), (100) и т. д. При обозначении типа плоскости индексы заключаются в фигурные скобки. Так, любую грань куба можно обозначить символом {100}, ромбического додекаэдра — {110}, октаэдра — {111}.

При определении индексов направления осей их переносят параллельно самим себе в начало координат и координаты любой точки данного направления, отнесенные к единичным отрезкам заключают в квадратные скобки. Символы ребер куба будут [100], [010] и т. д.

При определении типа направления осей применяются скобки $\langle \rangle$. Так, общим символам ребер куба будет $\langle 100 \rangle$, диагонали грани — $\langle 110 \rangle$, пространственной диагонали — $\langle 111 \rangle$.

В горячекатаной электротехнической стали расположение кристаллитов в кристаллографическом отношении является почти беспорядочным, и такая сталь называется нетекстурованной сталью. В этой стали намагничивание в разных кристаллитах осуществляется по разным кристаллографическим направлениям $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ и т. д. Другими словами, высокие магнитные

свойства осей легкого намагничивания в этой стали используются незначительно.

Если в плоскости прокатки образца у разных кристаллитов находятся одинаковые кристаллографические плоскости или вдоль направления прокатки — одинаковые кристаллографические оси или же те и другие вместе, то в листах такой стали имеется кристаллическая

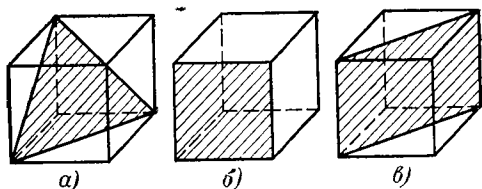


Рис. 1-36. Главные кристаллографические плоскости в кристаллах кубической системы.

a — плоскость октаэдра $\{111\}$; *б* — грань куба $\{100\}$; *в* — плоскость ромбического додекаэдра $\{110\}$.

текстура. Чем больше кристаллитов образца имеют одинаковую ориентацию, тем выше степень совершенства кристаллической текстуры.

Получение текстурованной электротехнической стали с 30—40-х годов явилось главным направлением в улучшении электрических и магнитных характеристик стали. Кристаллическая текстура образуется при прокатке и отжиге стали. В процессе прокатки зерна в кристаллографическом отношении получают преимущественную ориентацию, называемую текстурой прокатки. Интенсивность текстуры прокатки зависит от степени обжатия и температуры прокатываемых заготовок в листы и рулоны. При одной и той же степени обжатия интенсивность текстуры прокатки заготовок в холодном состоянии значительно больше, чем в горячем.

При холодной прокатке кремнистой стали по данным [Л. 1-56] образуется несколько типов текстур: 1) $\{100\} <110>$, 2) $\{112\}$, $<110>$; 3) $\{111\} <112>$ с преобладанием первого типа текстуры. Кривая вращающего момента дискового образца в магнитном поле имеет вид, показанный на рис. 1-37, *a*. С увеличением степени обжатия интенсивность текстуры прокатки увеличивается [Л. 1-57].

В процессе отжига холоднокатаной кремнистой стали образуется новый вид текстуры, именуемой текстурой рекристаллизации. В процессе первичной и вторичной рекристаллизации возникают новые недеформированные зерна всевозможных ориентировок. Но среди них имеются «зародыши» вторичной рекристаллизации с определенной

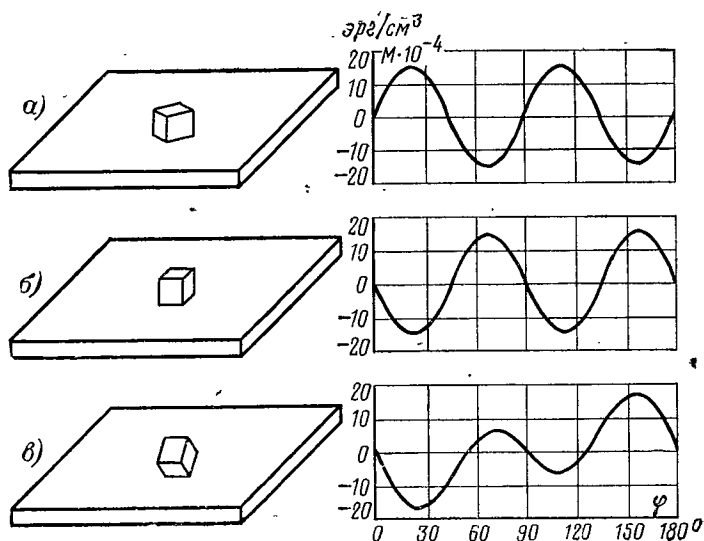


Рис. 1-37. Расположение кристаллитов и кривые вращательного момента трех типов текстур.
а — $\{100\} \langle 110 \rangle$; б — $\{100\} \langle 100 \rangle$; в — $\{110\} \langle 100 \rangle$.

ориентацией. Для холоднокатаной трансформаторной стали с ребровой текстурой их ориентации $\{110\}$ и $\{001\}$. При вторичной рекристаллизации происходит преимущественный рост этих зерен, приводящий к созданию сильно выраженной текстуры.

Непременным условием успешного процесса вторичной рекристаллизации является торможение роста зерен при первичной рекристаллизации частицами «сдерживающей» фазы (нитриды, сульфиды и др.) [Л. 1-58, 1-59, 1-60, 1-61].

В плавках, предназначенных для производства холоднокатаной текстурованной стали с ребровой текстурой, должно быть заметное содержание азота (0,008—0,010%) или серы (0,015—0,025%). Примерная техноло-

гическая схема производства этой стали состоит из следующих операций:

- 1) горячая прокатка полосы до 2,5—2,8 мм;
- 2) холодная прокатка ленты с 2,5—2,8 до 0,7—0,9 мм;
- 3) промежуточный отжиг ленты при температуре 750—850 °С;
- 4) холодная прокатка ленты с 0,7—0,9 до 0,35 мм;
- 5) рафинирующий отжиг в проходных печах;
- 6) отжиг рулонов при 1 100—1 200 °С;
- 7) отжиг в проходных печах для снятия рулонной кривизны и нанесения электроизоляционного покрытия.

Холоднокатаная текстурованная сталь с ребровой текстурой (рис. 1-37,в) в настоящее время является основным магнитным материалом, используемым не только при производстве трансформаторов, но также крупных турбо- и гидрогенераторов.

Одним из путей улучшения магнитных характеристик электротехнической стали является совершенствование ее кристаллической текстуры. На рис. 1-38 по [Л. 1-62] показаны две полюсные фигуры образцов с разными углами отклонения кристаллитов от идеальной ориентации. Для образца, показанного на рис. 1-38,а, средние углы отклонения составляют 3°, а для рис. 1-38,б—7°. В лучших марках холоднокатаной текстурованной стали интенсивность кристаллической текстуры соответствует рис. 1-38,а. Недостатком холоднокатаной стали с ребровой текстурой является то, что высокие электромагнитные свойства получаются только вдоль направления прокатки. Это накладывает свои ограничения на применение этой стали в магнитопроводах с разными условиями намагничивания. Для получения стали с одинаково высокими магнитными свойствами вдоль и поперек прокатки сейчас разрабатывают сталь с кубической текстурой (рис. 1-37,б).

Однако применение холодной прокатки вместо горячей не накладывает обязательное условие получения текстурованной стали. В настоящее время разработаны технологические приемы, подавляющие кристаллическую текстуру в процессе отжига [Л. 1-63, 1-64]. Поэтому в настоящее время за рубежом широкое применение находит малотекстурованная холоднокатаная сталь с содержанием кремния от 0 до 3%, которая в значительной степени заменяет горячекатаную сталь. Работы в этом направлении успешно ведутся и в СССР.

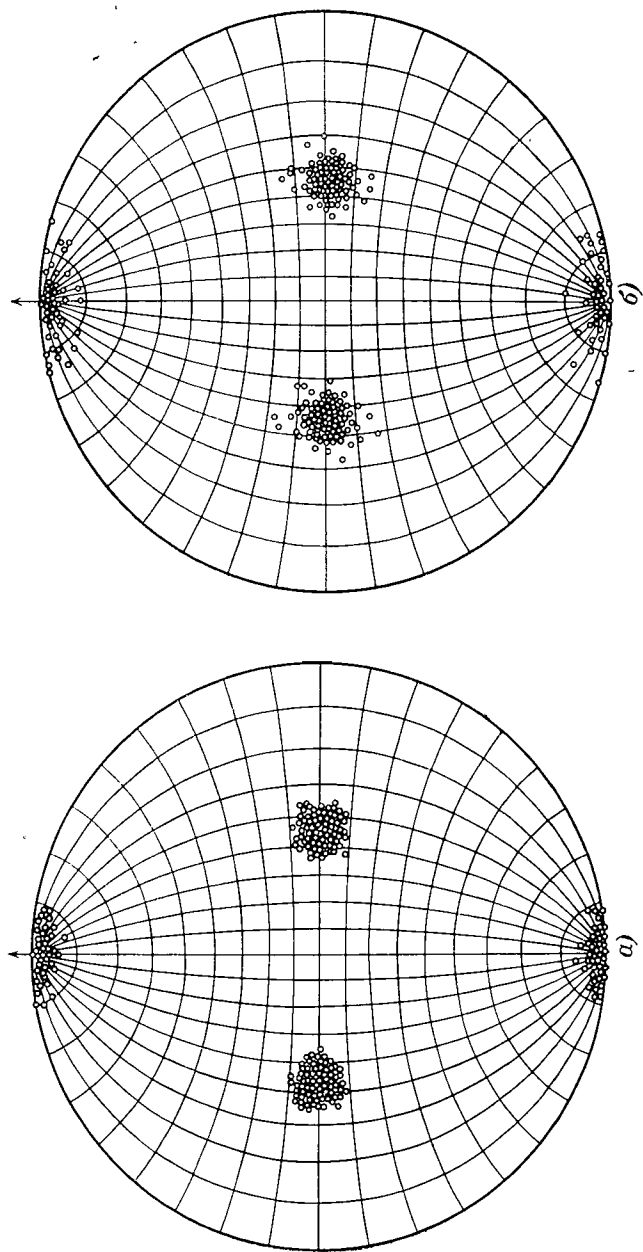


Рис. 1-38. Полусные фигуры двух образцов текстурованной стали с разными углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации.
 а — средний угол рассеивания 3° ; б — средний угол рассеивания 7° .

МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В СРЕДНИХ И СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ ПРИ ЧАСТОТЕ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА 50 гц

2-1. КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ

Большая часть стали, предназначенной для использования в переменных полях частотой 50 гц, употребляется при изготовлении магнитопроводов электрических генераторов, двигателей и силовых трансформаторов. Для изготовления электрических машин ранее применялась сталь с $Si = (1 \div 2) \%$, получившая название динамной стали. Сталь с $Si = (3 \div 4) \%$ применялась для силовых трансформаторов и называлась трансформаторной сталью. В настоящее время такое деление является в значительной степени условным, так как для изготовления крупных электрических машин успешно применяется электротехническая сталь с $Si = (3 \div 4) \%$.

По ГОСТ 802-58 для изготовления силового электрооборудования предназначаются следующие группы сталей:

а) холоднокатаная текстурованная сталь марок Э310, Э320, Э330, Э330А;

б) холоднокатаная малотекстурованная сталь марок Э1100, Э1200, Э1300, Э3100, Э3200;

в) горячекатаная нетекстурованная сталь марок Э11, Э12, Э13, Э21, Э22, Э31, Э32, Э41, Э42, Э43, Э43А;

г) нелегированная холоднокатаная, нетекстурованная электротехническая сталь марок Э0100, Э0200 и Э0300 (изготавливается по техническим условиям).

В настоящее время готовится к выпуску новый государственный стандарт на электротехническую сталь, в котором изменено название марок и введены новые марки с улучшенными характеристиками.

Основными расчетными электромагнитными характеристиками для перечисленных сталей являются кривая намагничивания в постоянном и переменном магнитных полях, удельные потери и полная удельная мощность при частоте переменного тока 50 гц и различных амплитудах магнитной индукции. Эти характеристики в значительной степени зависят от содержания кремния, типа и

интенсивности кристаллической текстуры, совершенства кристаллической решетки, величины зерна, количества включений и степени их дисперсности, внутренних напряжений, толщины листа, состава и толщины окалины (если сталь поставляется в нетравленном виде) и от качества поверхности листов.

2-2. КРИВЫЕ НАМАГНИЧИВАНИЯ

Кривые намагничивания сталей рассматриваемых марок по стандарту определяются в постоянном поле при напряженности магнитного поля от 1000 до 30000 а/м . Участок кривой намагничивания, нормируемый стандартом, не всегда является достаточным для расчета маг-

нитных цепей, поэтому на представленных ниже графиках этот диапазон расширен от 10 до 10^5 а/м .

Кривые намагничивания сталей Э11, Э43, а также зарубежных марок Н-30 и МЗ-Н, отличающихся содержанием кремния и кристаллической текстурой, снятые в постоянном поле, приведены на рис. 2-1. Сталь Н-30 — холоднокатаная нетекстурованная с малым содержанием кремния ($\text{Si} = 0,3\%$), а сталь МЗ-Н — холоднокатаная с резко выраженной ребровой текстурой ($\text{Si} = 3,0\%$). Из

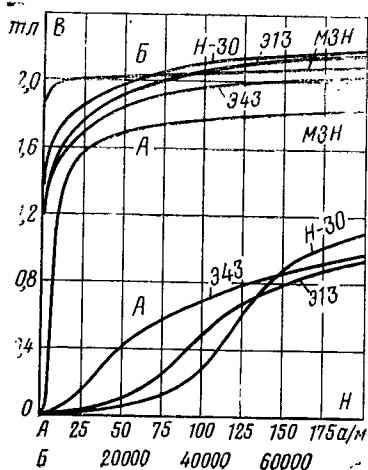


Рис. 2-1. Кривые намагничивания сталей Э13, Э43, Н-30 и МЗ-Н.

рис. 2-1 следует, что в области слабых и средних магнитных полей наиболее высокая проницаемость у холоднокатаной текстурованной стали, а в области магнитного насыщения — у стали с наименьшим содержанием кремния.

Для расчета магнитопроводов, применяемых в переменных полях, недостаточно знание кривой намагничивания в постоянном поле, так как ее нельзя однозначно сопоставить с кривой намагничивания в переменном поле. Кривые намагничивания в переменных полях могут быть в разных координатах. Отметим некоторые из них.

$B_m = f(H_m)$ — зависимость амплитуды магнитной индукции от амплитуды напряженности поля;

$B_m = f(H_1)$ — зависимость амплитуды магнитной индукции от амплитуды первой гармоники напряженности поля;

$B_m = f(H_{\text{действ}})$ — зависимость амплитуды магнитной индукции от действующего значения напряженности маг-

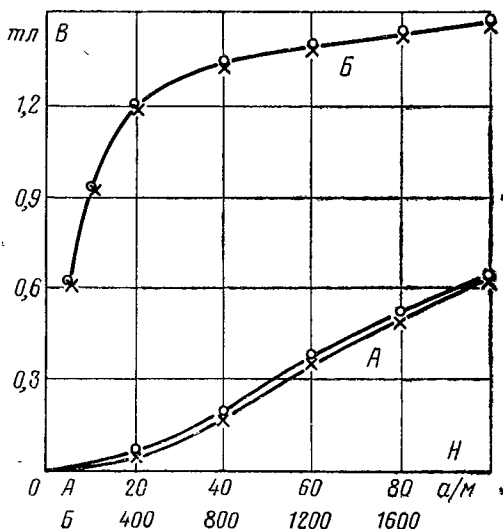


Рис. 2-2. Кривые намагничивания стали Э42.
О — в постоянном магнитном поле; X — в переменном магнитном поле частотой 50 гц.

нитного поля (понятие действующего значения поля не имеет физического смысла, однако применяется в электромагнитных расчетах как удобная вспомогательная характеристика).

В большинстве случаев электрические машины и аппараты работают в режиме синусоидального изменения магнитного потока. Как показано в [Л. 2-1], кривые намагничивания в переменном поле в координатах $B_m = f(H_m)$ близки к кривым намагничивания в постоянном поле при условии совпадения во времени максимума индукции с максимумом поля, что возможно только при слабовыраженном поверхностном эффекте. В холоднокатаной текстурованной стали уже при 50 гц имеется заметный сдвиг фаз между B_m и H_m , что видно из дина-

мических циклов гистерезиса (рис. 1-14). В момент времени, когда магнитная индукция достигает максимума, напряженность поля заметно меньше H_m .

В горячекатаной трансформаторной стали по данным [Л. 2-2] совпадение кривых в постоянном и переменном

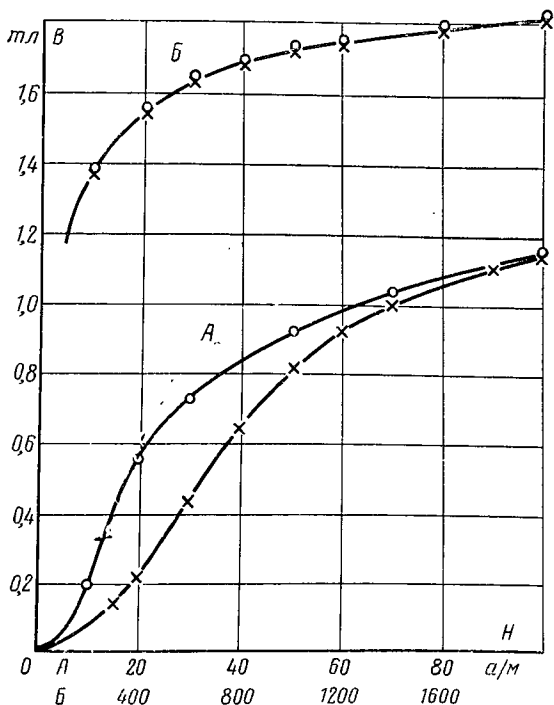


Рис. 2-3. Кривые намагничивания стали Э330.
О — в постоянном магнитном поле; X — в переменном магнитном поле частотой 50 гц.

поле в координатах B_m-H_m достаточно хорошее (рис. 2-2), а в текстурованной стали кривые заметно расходятся в области крутого подъема (рис. 2-3). В области пологого участка кривые намагничивания идут достаточно близко.

Наиболее удобной для практики является зависимость $H_{\text{действ}}=f(B_m)$ или $B_m=f(H_{\text{действ}})$, так как эта характеристика для ряда электрических устройств определяет ток холостого хода и коэффициент мощности.

Кроме того, используют зависимость $B_m = f(H_{\text{действ}} \sqrt{2})$. В области крутого подъема кривой намагничивания, когда напряженность поля и индукция изменяются почти по синусоидальному закону, кривые $B_m = f(H_{\text{действ}} \sqrt{2})$ близки к кривым $B_m = f(H_m)$. В более сильных магнитных

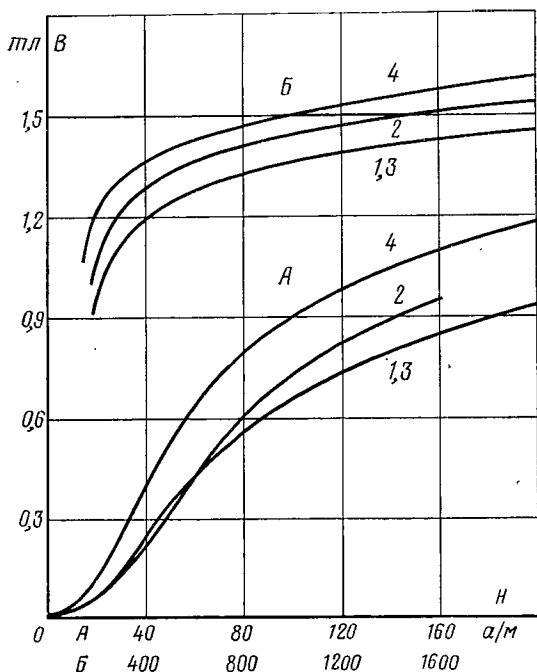


Рис. 2-4. Кривые намагничивания стали Э42.

1 — в переменном магнитном поле в координатах $B_m - H_m$; 2 — в переменном магнитном поле в координатах $B_m - H_{\text{действ}} \sqrt{2}$; 3 — в постоянном магнитном поле; 4 — в переменном магнитном поле в координатах $B_m - H_{\text{действ}}$.

полях при синусоидальном изменении индукции форма кривой напряженности поля заметно отличается от синусоиды. Значения $H_{\text{действ}} \sqrt{2}$, соответствующие амплитуде некоторой эквивалентной синусоиды, оказываются меньше действительной амплитуды напряженности поля. Поэтому кривые намагничивания в координатах $B_m - H_{\text{действ}} \sqrt{2}$ в сильных полях пойдут выше кривых в постоянном поле или в переменном в координатах $B_m - H_m$.

На рис. 2-4 и 2-5 приведены кривые намагничивания для сталей Э42 и Э330 в координатах B_M-H_M и $B_M-H_{\text{действ}}\sqrt{2}$, подтверждающие вышесказанное. Там

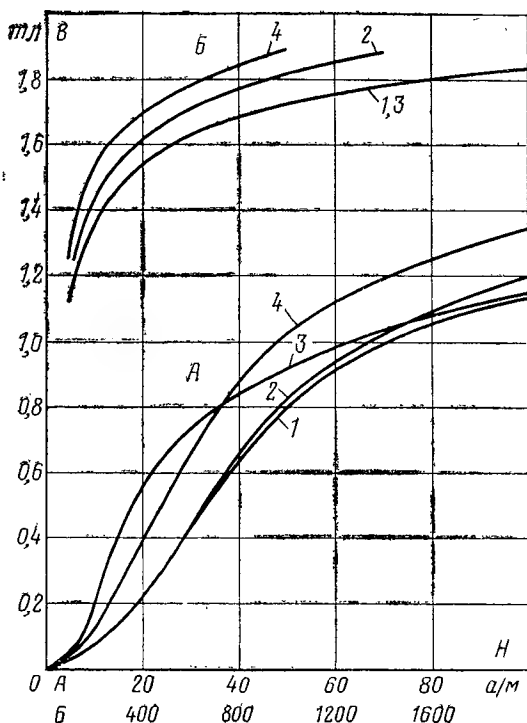


Рис. 2-5. Кривые намагничивания стали Э330.

1 — в переменном магнитном поле в координатах B_M-H_M ; 2 — в переменном магнитном поле в координатах $B_M-H_{\text{действ}}\sqrt{2}$; 3 — в постоянном магнитном поле; 4 — в переменном магнитном поле в координатах $B_M-H_{\text{действ}}$.

же для сравнения даны кривые намагничивания, снятые в постоянном поле и в переменном поле в координатах $B_M-(H_{\text{действ}})$.

а) Холоднокатаная текстурованная сталь

Особенностью холоднокатаной текстурованной стали является наличие ярковыраженной кристаллической текстуры. При идеальной ребровой текстуре в каждом кри-

сталлите плоскости {110} должны совпадать с плоскостью листа, а оси $\langle 100 \rangle$ направлены вдоль прокатки. Однако в реальных образцах ориентация большинства кристаллитов несколько отличается от идеальной ориентации. Если средний угол отклонения от идеальной ориентации обозначить α , то по данным [Л. 2—3] и др. при уменьшении угла α от 12 до 5° проницаемость в сильных полях (1 000—30 000 а/м) возрастает почти линейно (рис. 2-6). Это в свою очередь приводит к снижению удельных потерь.

Таким образом, в марках стали с наиболее низкими удельными потерями будет повышена проницаемость не только в сильных, но и в средних полях (разумеется, при неизменном значении магнитного насыщения и толщины стали).

Для холоднокатаной стали разных марок отечественного производства характерны следующие значения B_{2500} :

Марка	Э330А	Э330	Э320	Э310
B_{2500} , тл	1,92	1,90	1,89	1,83

Такая же закономерность имеется и для сталей, выпускаемых различными зарубежными фирмами. По данным [Л. 1-62] приведем значения $p_{1,5/50}$ и B_{2500} в стали толщиной листа 0,35 мм:

Марка стали . . .	VC-9	VC-10	VC-11	VC-12	VC-13
$p_{1,5/50}$, вт/кг . .	0,90	0,97	1,08	1,16	1,28
B_{2500} , тл	1,97	1,93	1,91	1,89	1,84

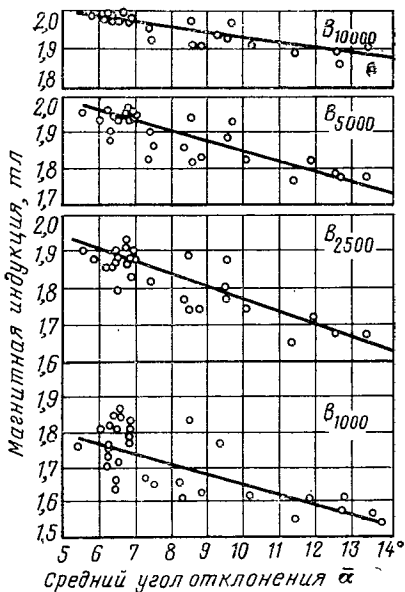


Рис. 2-6. Зависимость магнитной индукции B_{1000} — B_{10000} холоднокатаной стали от среднего угла отклонения кристаллитов от идеальной ориентации.

Из приведенных на рис. 2-7 кривых намагничивания сталей Э330А¹ и VC-9 следует, что в стали с более низкими значениями удельных потерь магнитная индукция не только в сильных, но и в средних полях идет заметно выше, чем у сталей, у которых удельные потери больше,

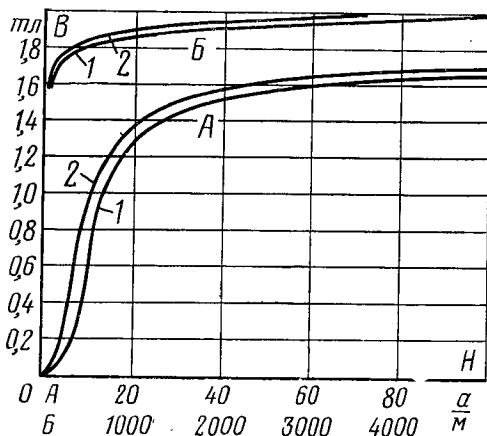


Рис. 2-7. Кривые намагничивания сталей Э330А и VC-9 в постоянном поле.
1 — Э330А; 2 — VC-9.

а B_{2500} меньше. Повышение магнитной проницаемости при поле 2500 а/м связано с улучшением кристаллической текстуры в стали.

Таким образом, снижение углов рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации, соответствующей рис. 1-38,а, может привести к повышению рабочей индукции в магнитопроводах при сохранении намагничивающего поля.

Кривые намагничивания в переменном поле холоднокатаной стали с разным уровнем потерь в координатах B_m — $H_{\text{действ}}$ приведены на рис. 2-8. При $B=1,65$ имеем следующее значение $H_{\text{действ}}$:

$p_{1,5/50}$, вт/кг	0,90	1,08	1,28
$H_{\text{действ}}$, а/м	40	50	70

¹ По данным Ю. Н. Ярошенко.

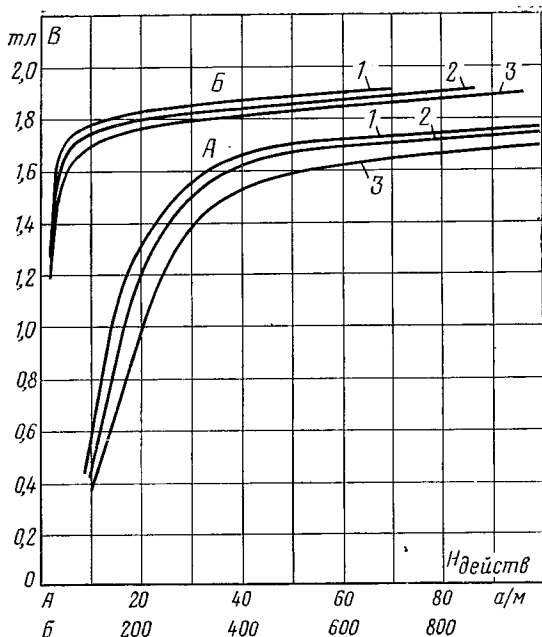


Рис. 2-8. Кривые намагничивания холоднокатаной текстурованной стали толщиной листа 0,35 мм с различными значениями удельных потерь

$P_{1.5/50}$.
1 — 0,90 вт/кг; 2 — 1,05 вт/кг; 3 — 1,28 вт/кг.

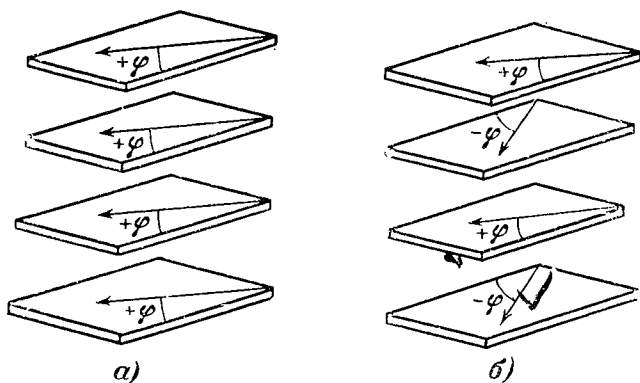


Рис. 2-9. Два способа укладки полос, вырезанных под углом φ к направлению прокатки в пакеты прямоугольной рамы.

а — согласованное расположение полос в пакете; б — несогласованное расположение полос.

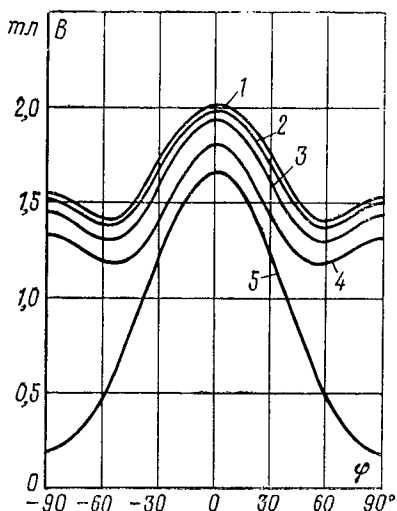


Рис. 2-10. Анизотропия магнитной индукции в холоднокатаной текстурованной стали с малыми углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации при различных значениях напряженности поля.

1 — 8 000 а/м; 2 — 4 000 а/м; 3 — 2 000 а/м; 4 — 400 а/м; 5 — 80 а/м.

В холоднокатаной текстурованной стали имеется резко выраженная анизотропия магнитных и электрических свойств. Хотя в магнитопроводах, изготовленных из такой стали, магнитный поток в основном совпадает с направлением прокатки, тем не менее часть потока при переходе из одного пакета в другой или в магнитопроводах сложной формы идет под разными углами к направлению прокатки.

Измерение магнитных и электрических характеристик на образцах, вырезанных под разными углами к направлению прокатки, обычно проводят, как и для продольных образцов, на пакетах эпштейновских полосок. Однако в этих случаях,

если не выполнять особых условий по укладке полос в намагничивающие катушки, можно получить заметно отличающиеся результаты.

Рассмотрим укладку полос в пакете, вырезанных под каким-то одним углом φ к направлению прокатки. В этом случае укладка полос может быть выполнена разными способами. На рис. 2-9 показаны два из возможных способов укладки полос в пакете. Для наглядности рисунка полоски пакетов расположены на некотором расстоянии друг от друга. Во всех полосках, собранных по способу рис. 2-9,а, угол между направлением прокатки и длинной стороной полоски составляет $+\varphi$, а в полосках, собранных по способу рис. 2-9,б, имеется чередование углов $+\varphi$ и $-\varphi$. Значения магнитной индукции, измеренной по этим способам, заметно отличаются между собой. Когда при резке полос не делается специальной отметки углов $+\varphi$ и $-\varphi$, то при большем числе полос в пакете

и их случайной укладке наиболее вероятное расположение полос в пакете будет соответствовать способу рис. 2-9,б.

На рис. 2-10 приведена анизотропия магнитной индукции для холоднокатаной текстурованной стали с малыми углами рассеивания от идеальной ориентации ($\alpha \approx 3^\circ$), соответствующая укладке полос по способу рис. 2-9,б. Из рис. 2-10 следует, что в области средних полей наименьшая проницаемость имеется при $\varphi = 90^\circ$, а в области сильных полей при $\varphi = 55 \div 60^\circ$. С уменьшением интенсивности кристаллической текстуры анизотропия проницаемости снижается (рис. 2-11).

Если изучение анизотропии проницаемости проводить на полосках, уложенных в аппаратах Эпштейна по способу рис. 2-9,а, то значения индукции при $\varphi = 10 \div 55^\circ$ получаются заметно меньше [Л. 2-4], чем по способу рис. 2-9,б (рис. 2-12).

В холоднокатаной стали с кубической текстурой анизотропия магнитной проницаемости выражена менее сильно, чем в стали с ребровой текстурой.

По данным [Л. 2-5] на рис. 2-13 представлена анизотропия намагничивающего поля при $B=1,5$ тл для стали

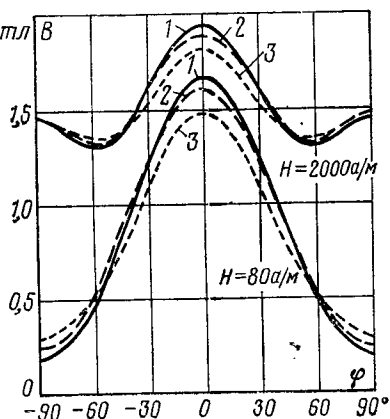


Рис. 2-11. Анизотропия магнитной индукции B_{2000} и B_{80} в холоднокатаной текстурованной стали с различными углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации.

1 — $\alpha = 3^\circ$; 2 — $\alpha = 6^\circ$; 3 — $\alpha = 9^\circ$.

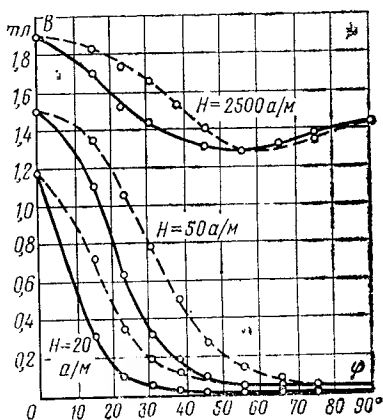


Рис. 2-12. Анизотропия магнитной индукции в стали Э330А при укладке полос в пакете.

— по способу а; --- по способу б.

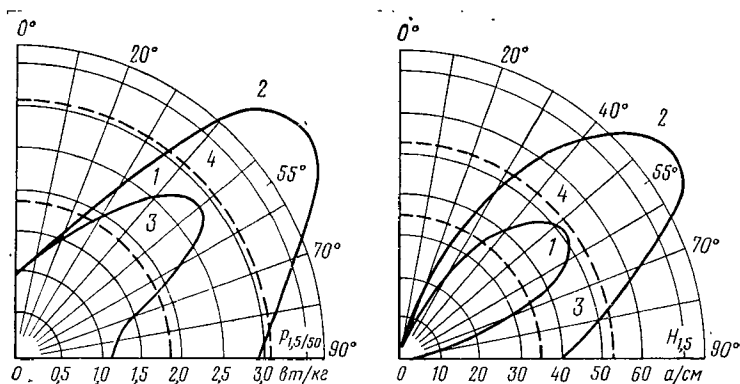


Рис. 2-13. Анизотропия удельных потерь и индукции в холоднокатаной трансформаторной стали с кубической и ребровой текстурой. 1 — кубическая текстура; 2 — ребровая текстура; 3—4 — средние значения $P_{1,5/50}$ и $H_{1,5}$ для всех направлений (0—90°).

с ребровой и кубической текстурой. По другим данным [Л. 2-6] в стали с кубической текстурой анизотропия намагничивающего поля выражена еще слабее.

6) Горячекатаная сталь

Горячекатаная электротехническая сталь имеет слабовыраженную кристаллическую текстуру. Поэтому по ГОСТ 802-58 кривые намагничивания этой стали измеряют на полосовых образцах, половина которых нарезана вдоль прокатки, а вторая половина — поперек. Содержание кремния в горячекатаной стали составляет 1,0—4,5% и определяет ход кривых намагничивания стали разных марок в сильных полях (рис. 2-14, 2-15). Кривые намагничивания сталей Э43, Э41 и Э31, Э21, Э12 близки к соответствующим кривым намагничивания сталей Э43А, Э42, Э32, Э22 и Э13 [Л. 2-7].

Максимальная магнитная проницаемость для стали с $Si \approx 3\%$ составляет 4 000—5 000, а для стали с $Si = 4\%$ — 8 000—10 000. В области магнитных полей более 500 а/м кривые намагничивания стали с $Si = 3\%$ идут выше кривых стали с $Si = 4\%$ вследствие повышенного значения индукции насыщения.

Стали марок Э42 и Э43А имеют практически одинаковое содержание кремния, но у стали Э43А более крупнозернистая структура (10—20 зерен на 1 мм² площади

шлифа), чем у стали Э42 (60—100 зерен на 1 мм² площади шлифа). Это обеспечивает повышение проницаемости в полях до 600—800 а/м. Однако в магнитных полях более 800 а/м магнитная проницаемость стали Э43А не-

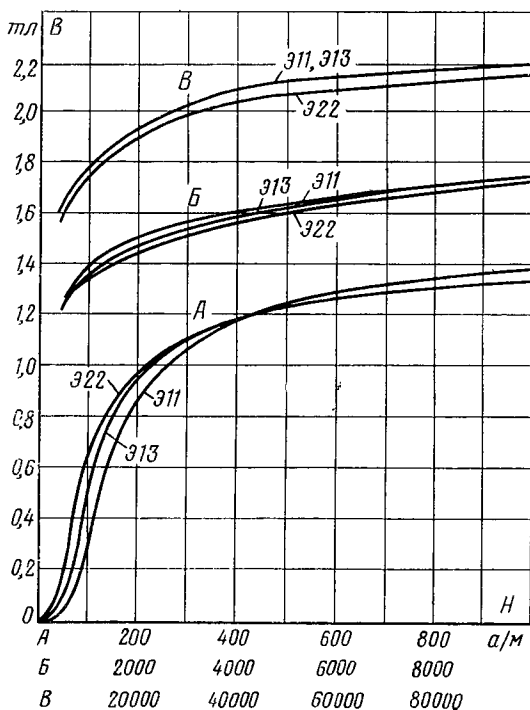


Рис. 2-14. Кривые намагничивания горячекатаной динамной стали с толщиной листа 0,5 мм в постоянном поле.

сколько меньше, чем в стали Э42. Такое снижение проницаемости в образцах крупнозернистой стали сначала объясняли появлением микротрещин, возникающих в результате рафинирования крупнозернистой стали [Л. 2-8]. Позднее было показано [Л. 2-9], что спад индукции в этом диапазоне полей имеет место независимо от способа получения крупного зерна, включая и тот, при котором рафинирование стали идет незначительно.

В [Л. 2-10] показывается, что процесс намагничивания в крупнозернистой стали происходит иначе, чем в мелкозернистой стали.

На рис. 2-16, 2-17 по [Л. 2-7] показаны кривые намагничивания в переменном поле в координатах B_m — $H_{\text{действ.}}$. Сравнивая рис. 2-15 с 2-16 и 2-14 с 2-17, видим, что в области малых индукций ($B < 0,6$ тл) отношение ампли-

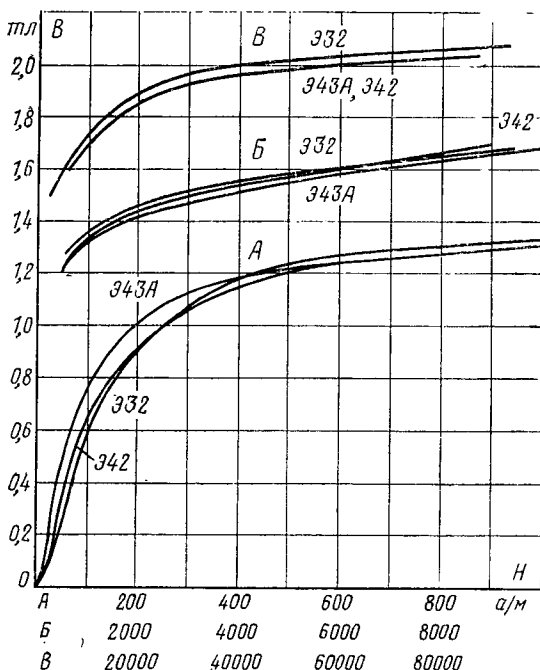


Рис. 2-15. Кривые намагничивания горячекатаной трансформаторной стали с толщиной листа 0,5 мм в постоянном поле.

тудного значения поля к действующему близко к 1,41, а при больших составляет около 2,5.

Анизотропия горячекатаной трансформаторной стали выражена слабо. В табл. 2-1 приведены данные по анизотропии индукции стали Э42.

Различие в магнитной индукции вдоль и поперек прокатки в области средних полей составляет 20—30%, а в области более сильных (1 000—2 500 а/м) — 4—5%. При намагничивании этой стали в полях более 30 000 а/м анизотропия магнитной индукции исчезает. Из табл. 2-1 следует, что в стали толщиной 0,35 мм анизотропия ин-

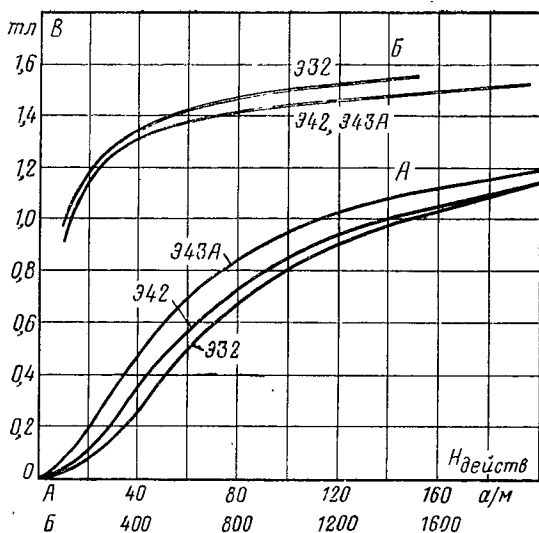


Рис. 2-16. Кривые намагничивания горячекатаной трансформаторной стали с толщиной листа 0,5 мм в переменном поле ($f=50$ гц).

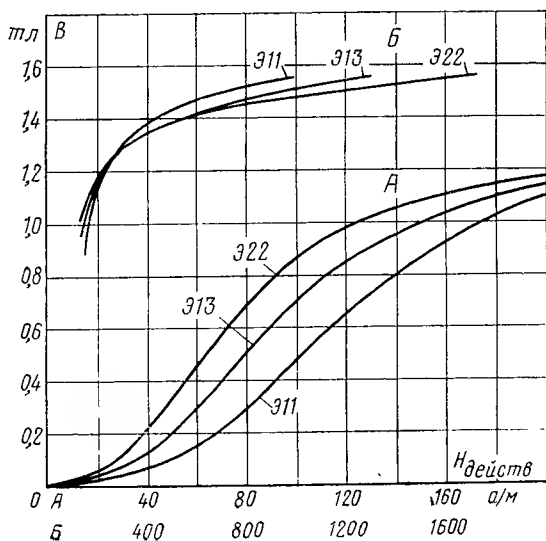


Рис. 2-17. Кривые намагничивания горячекатаной динамной стали с толщиной листа 0,5 мм в переменном поле ($f=50$ гц).

Таблица 2-1

**Анизотропия магнитной индукции горячекатаной
трансформаторной стали Э42 в средних и сильных полях**

Толщина стали, мм	Напряжен- ность поля, а/м	Магнитная индукция, тл, для разных углов к направлению прокатки			
		0°	30°	60°	90°
0,5	10	0,026	0,023	0,021	0,020
	40	0,220	0,190	0,180	0,16
	80	0,530	0,470	0,450	0,430
	400	1,190	1,170	1,160	1,150
	800	1,350	1,320	1,310	1,310
	2500	1,500	1,470	1,460	1,460
	10 000	1,740	1,730	1,710	1,700
	30 000	1,960	1,960	1,950	1,950
0,35	10	0,030	0,027	0,023	0,022
	40	0,230	0,300	0,180	0,160
	80	0,540	0,510	0,440	0,430
	400	1,200	1,180	1,160	1,130
	800	1,350	1,340	1,310	1,280
	2 500	1,500	1,480	1,450	1,430
	10 000	1,730	1,720	1,710	1,710
	30 000	1,950	1,950	1,940	1,940

дукции выражена несколько сильнее, чем в стали с толщиной листа 0,5 мм.

Анизотропия магнитных свойств горячекатаной трансформаторной стали ранее объяснялась вытянутостью включений, создающих большие препятствия прохождению магнитного потока поперек направления прокатки.

Таблица 2-2

**Анизотропия магнитной индукции B_{2500} в образцах динамной
стали для разных углов к направлению прокатки**

Тип текстуры	№ об- разца	Магнитная индукция B_{2500} , тл, для разных углов					
		0°	30°	60°	90°	$\frac{0+90^\circ}{2}$	$\frac{\Sigma \varphi}{n}$
Рис. 2-18, а	1	1,58	1,63	1,57	1,50	1,54	1,57
	2	1,56	1,61	1,62	1,50	1,53	1,57
Рис. 2-18, б	3	1,64	1,62	1,57	1,50	1,57	1,58
	4	1,63	1,61	1,57	1,53	1,58	1,58

По данным [Л. 2-11] основной причиной различия магнитных свойств вдоль и поперек направления прокатки следует считать наличие слабовыраженной кристаллической текстуры. Это хорошо подтверждается на образцах динамной стали, где кристаллическая текстура хорошо выявляется с помощью крутильного магнитометра.

На рис. 2-18 по [Л. 2-12] показаны два вида кривых вращательного момента дисковых образцов, относящихся к листам с прямой и реверсивной прокаткой, которые получаются при дублировании горячекатаных заготовок. Кривая рис. 2-18,а отражает текстуру типа $\{100\} <110>$, кривая 2-18,б — более сложную текстуру. Это накладывает свой отпечаток на анизотропию магнитных свойств. В табл. 2-2 показана анизотропия магнитной индукции B_{2500} в образцах динамной стали с текстурой рис. 2-18,а и б.

При высокотемпературном отжиге образцов динамной стали происходит фазовый переход $\alpha-\gamma$. При этом интенсивность кристаллической текстуры резко снижается и уменьшается анизотропия магнитных свойств (табл. 2-3).

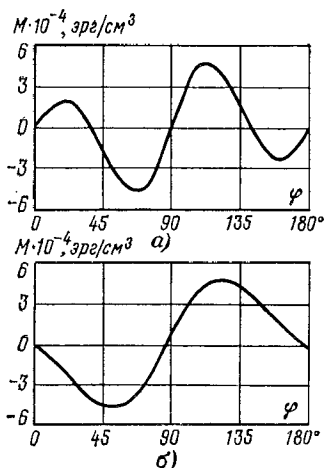


Рис. 2-18. Кривые вращательного момента дисковых образцов горячекатаной динамной стали в крутильном магнитометре.

а — с прокаткой в одном направлении; б — с прокаткой в двух направлениях (реверсивная прокатка).

Таблица 2-3

Значения магнитной индукции B_{2500} и коэрцитивной силы в образцах горячекатаной динамной стали для разных углов к направлению прокатки

Температура отжига, °С	Значения B_{2500} для углов				Значения H_c , а/м, для углов			
	0°	30°	60°	90°	0°	30°	60°	90°
800	1,60	1,56	1,50	1,48	51	56	63	65
1150	1,54	1,54	1,53	1,52	45	45	46	46

Эти данные свидетельствуют о том, что причиной анизотропии магнитных свойств в горячекатаной стали является кристаллическая текстура.

в) Холоднокатаная малотекстурованная сталь

В настоящее время все большее применение находит холоднокатаная малотекстурованная сталь, которая по отношению к горячекатаной стали обладает следующими преимуществами:

1. Она изготавливается в рулонах, что облегчает ее применение на заводах электропромышленности.

2. Разнотолщинность и волнистость ленты при холодной прокатке значительно меньше, чем при горячей прокатке листов. Поверхность листов является более глад-

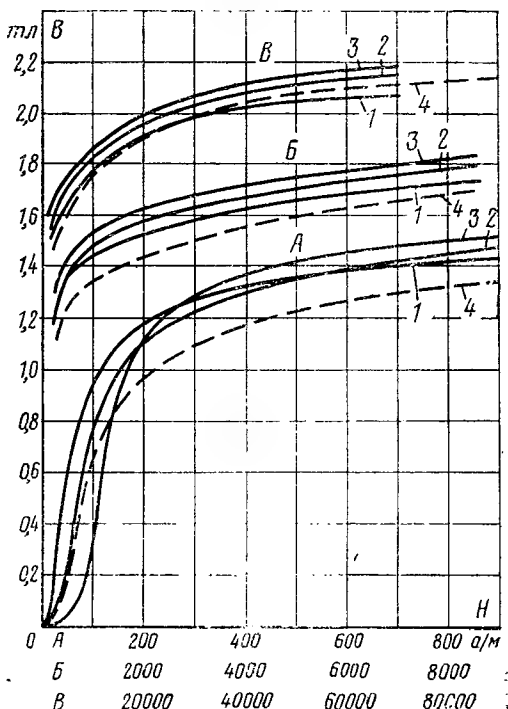


Рис. 2-19. Кривые намагничивания малотекстурованной холоднокатаной стали различных марок (толщина листа 0,5 мм).

1 — $H=10$ (Si=3,0%); 2 — $H=20$ (Si=2,2%); 3 — $H=30$ (Si=0,4%); 4 — Э22.

кой, что увеличивает коэффициент заполнения до 98%.

3. Применение современной технологии дает лучшее удаление вредных примесей и способствует улучшению электромагнитных характеристик холоднокатаной малотекстурованной стали по отношению к горячекатаной [Л. 2-13—2-15].

На рис. 2-19 приведены кривые намагничивания малотекстурованной холоднокатаной стали [Л. 2-16] с различным содержанием кремния и для сравнения кривая намагничивания нетравленной стали Э22. Если взять

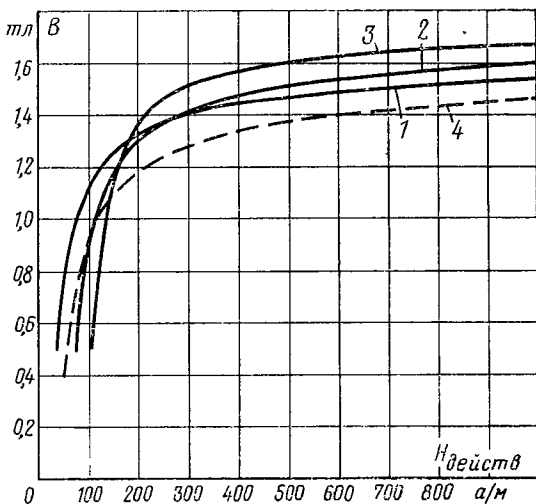


Рис. 2-20. Кривые намагничивания малотекстурованной холоднокатаной стали различных марок толщина листа 0,5 мм в переменном поле ($f=50$ гц, обозначения соответствуют рис. 2-19).

сталь с одним содержанием кремния ($Si=2,0\%$), но разными способам изготовления (холоднокатаным и горячекатаным), то преимущество стали, изготовляемой по первому способу, очевидно. При сравнении кривых намагничивания этих двух видов сталей необходимо еще учитывать, что сталь Э22 поставляется в нетравленном виде, но объяснить только этим одним фактом различие кривых намагничивания в средних магнитных полях нельзя.

Кривая намагничивания нелегированной холоднокатаной малотекстурованной стали до $H=300$ а/м идет ниже, а при $H>300$ а/м выше, чем в стали с $Si=2$ и 3% .

В стали марок Э0100, Э0200 и Э0300 гарантируется индукция B_{2500} не менее 1,65 тл. На рис. 2-20 приведены кривые намагничивания малотекстурованных холоднокатаных сталей в координатах B_m — $H_{\text{действ}}$, где преимущество этих сталей перед горячекатаными проявляется не в меньшей степени, чем для кривых B_m — H_m .

В малотекстурованных холоднокатаных сталях имеется некоторая анизотропия магнитной индукции. Так, по ГОСТ 802-58 разрешается иметь следующее различие в магнитной индукции B_{2500} вдоль и поперек листа: для марок Э1100, Э1200 и Э1300—0,13 тл, для марок Э3100, Э3200—0,16 тл.

В [Л. 2-15] предлагается по величине ΔB_{2500} холоднокатаные нетекстурованные стали разделять на две категории: стали, у которых $\Delta B_{2500} \leq 0,12$ тл, называть нетекстурованными, а стали с $\Delta B_{2500} \leq 0,25$ тл—малотекстурованными. Однако такое деление пока не общепринято.

2-3. УДЕЛЬНЫЕ ПОТЕРИ ПРИ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИИ

Важной характеристикой сталей являются удельные потери. В табл. 2-4 приведены значения удельных потерь некоторых холоднокатаных и горячекатаных сталей, выпускаемых по существующему стандарту.

Таблица 2-4

Магнитные свойства некоторых марок электротехнической стали

Марка стали	Толщина стали, мм	Тип стали	B_{2500} , тл, не менее	Удельные потери, вт/кг, не более		
				$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	$P_{1,7/50}$
Э13	0,5	Горячекатаная	1,50	2,8	6,5	—
Э22	0,5	"	1,48	2,2	5,3	—
Э32	0,5	"	1,46	1,8	3,9	—
Э43А	0,5	"	1,44	1,15	2,7	—
Э43А	0,35	"	1,44	0,9	2,2	—
Э1300	0,5	Холоднокатаная малотекстурованная	1,55	2,50	5,8	—
Э3200	0,5	То же	1,48	1,5	3,4	—
Э330А	0,35	Холоднокатаная текстурованная	1,85	0,5	1,1	1,6
Э330АА	0,35	То же	1,85	0,44	1,0	—
Э330АА	0,30	" "	1,85	0,40	0,90	—

Зарубежными фирмами выпускается холоднокатаная текстурованная сталь с ребровой текстурой марок М-6,

М-5, М-4 (США, Франция, Италия, Швеция), VC-11, VC-10, VC-9, Z-11, Z-10 (Япония) и др. Кроме того, зарубежные фирмы выпускают холоднокатаную малотекстурованную сталь с содержанием кремния от 0,4 до 3%.

Как указывается в § 1-3, удельные потери складываются из потерь от гистерезиса и потерь от вихревых токов

$$p_{г.в} = p_{г} + p_{в}. \quad (2-1)$$

В холоднокатаной текстурованной стали с ребровой текстурой толщиной листа 0,35 мм, потери от гистерезиса составляют около 30%, что видно из табл. 2-5.

Таблица 2-5

Удельные потери от гистерезиса в холоднокатаной текстурованной стали

Марка стали	$p_{1,5/50}$, вт/кг	$p_{г}$	$\frac{p_{г}}{p_{1,5/50}}$, %	$p_{в}$	$\frac{p_{в}}{p_{1,5/50}}$, %
Э330	1,16	0,35	30	0,81	70
Э330А	1,08	0,28	28	0,80	74
VC-10	0,97	0,27	28	0,70	72
VC-9	0,90	0,26	29	0,64	71

Процент потерь от вихревых токов в холоднокатаной текстурованной стали в разных марках также изменяется незначительно (70—74%). Снижение потерь от вихревых токов в стали с более низкими удельными потерями следует объяснить несколькими причинами. Одна из них связана с получением более мелкозернистой структуры, что согласно (1-13) должно привести к снижению потерь от вихревых токов.

Вторая причина состоит в том, что в стали с малыми общими удельными потерями ($p_{1,5/50} \leq 1,0$ вт/кг) имеется более совершенная кристаллическая и магнитная текстура, что согласно § 2-5 должно также привести к снижению потерь от вихревых токов. В холоднокатаной текстурованной стали толщиной листа 0,5 мм потери от гистерезиса составляют не более 25% общих потерь. В нетекстурованной стали имеется иное соотношение потерь от гистерезиса и вихревых токов — потери от гистерезиса составляют большую долю общих потерь. Например, для горячекатаной стали при толщине листа 0,5 мм данные приведены в табл. 2-6.

**Удельные потери от гистерезиса и вихревых токов
в горячекатаной нетекстурованной стали**

Si, %	Марка стали	$P_{1,5/50}$, вт/кг	P_r	$\frac{P_r}{P_{1,5/50}}$, %	P_v	$\frac{P_v}{P_{1,5/50}}$, %
4,0	Э43А	2,70	1,40	59	1,30	48
3,0	Э32	3,60	2,40	67	1,20	33
2,0	Э22	4,80	3,65	76	1,15	24
1,0	Э13	6,20	4,35	70	1,85	30

Из данных табл. 2-7 следует, что при увеличении содержания кремния с 2,0 до 4,0% абсолютная величина потерь на вихревые токи несколько возрастает, несмотря на увеличение удельного электросопротивления. Это кажущееся противоречие объясняется тем, что в стали с повышением содержания кремния происходит значительное укрупнение зерна, что приводит к возрастанию потерь на вихревые токи.

В холоднокатаной нетекстурованной стали снижение потерь от вихревых токов также не находится в прямой связи с изменением удельного электросопротивления, что видно из табл. 2-7 [Л. 2-16].

Таблица 2-7

**Удельные потери от вихревых токов в холоднокатаной
нетекстурованной стали**

Si, %	Марка стали	$10^{-6} \rho$, ом·м	$P_{1,5/50}$, вт/кг	P_r	$\frac{P_r}{P_{1,5/50}}$, %	P_v	$\frac{P_v}{P_{1,5/50}}$, %
3,0	Н-10	0,5	2,78	1,55	56	1,23	44
1,5	Н-20	0,3	4,50	2,85	63	1,65	37
0,5	Н-30	0,2	6,00	4,10	68	1,90	32

а) Зависимость удельных потерь от амплитуды магнитной индукции

Определение удельных потерь при различных амплитудах магнитной индукции производится при синусоидальном изменении магнитного потока. Рассмотрим зависимость $p=f(B)$ для разных групп сталей.

На рис. 2-21 приведены по [Л. 1-62] кривые $p=f(B)$ для холоднокатаных текстурованных сталей с ребровой текстурой с разным уровнем удельных потерь. Если взять

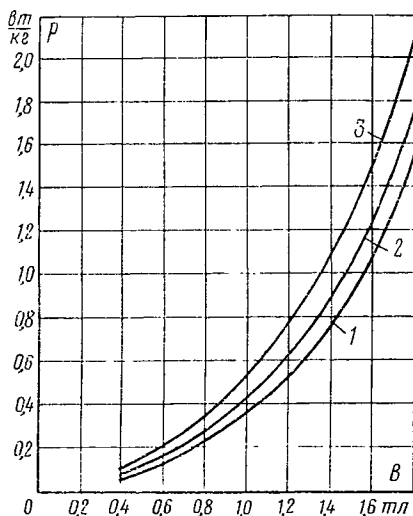
отношение потерь при $B=1,5$ тл к потерям при $B=1,0$ тл, то для сталей с разным уровнем удельных потерь оно одинаково, что видно из следующих данных:

$p_{1,5/50}$, вт/кг	0,90	1,08	1,30
$\frac{p_{1,5/50}}{p_{1,0/50}}$	2,37	2,40	2,37

В сталях Э330А и Э330 отношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ изменяется от 2,30 до 2,40.

В холоднокатаной текстурованной стали с ребровой текстурой имеется резко выраженная анизотропия удель-

Рис. 2-21. Зависимость удельных потерь от амплитуды магнитной индукции в холоднокатаной текстурованной стали с толщиной листа 0,35 мм ($f=50$ гц). 1 — VC-9; 2 — VC-11; 3 — VC-13.



ных потерь (рис. 2-22): удельные потери под углами $60-90^\circ$ к прокатке при $B=1,0 \div 1,5$ тл в 3,5—4,0 раза больше, чем для направления прокатки. Наиболее резкая анизотропия удельных потерь имеется при $B=0,5$ тл — $p_{90^\circ}/p_{0^\circ}=6$. Анизотропия удельных потерь зависит и от интенсивности кристаллической текстуры: чем меньше углы рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации, тем сильнее выражена анизотропия удельных потерь (рис. 2-23). Кроме того, анизотропия удельных потерь зависит от частоты переменного тока. Так, при $B_m=1,0$ тл с повышением частоты переменного тока от 50 до 1 000 гц отношение потерь p_{90°/p_{0° снижается от 4 до 2.

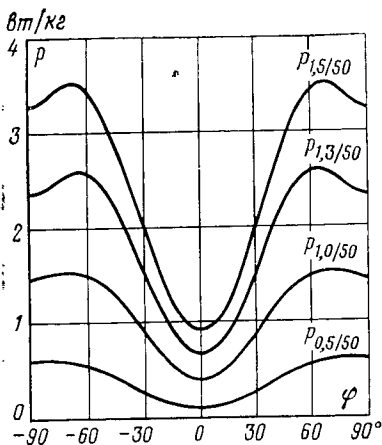


Рис. 2-22. Анизотропия удельных потерь в холоднокатаной текстурованной стали с малыми углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации ($\alpha \approx 3^\circ$); укладка полос в аппарате Эпштейна проводилась по способу (рис. 2-9,б).

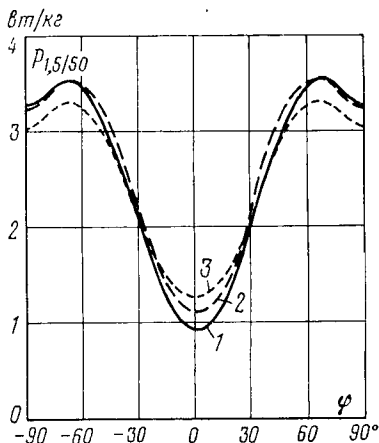


Рис. 2-23. Анизотропия удельных потерь $p_{1,5/50}$ в холоднокатаной текстурованной стали с разными углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации.

1 — $\alpha = 3^\circ$; 2 — $\alpha = 6^\circ$; 3 — $\alpha = 9^\circ$.

Приведенные на рис. 2-22 и 2-23 зависимости удельных потерь от угла к направлению прокатки относятся и к случаю сборки полос по способу рис. 2-9,б. При согласованном расположении полос в пакете (рис. 2-9,а) характер анизотропии удельных потерь меняется [Л. 2-4]: если при сборке полос по способу рис. 2-9,б при $B=1 \div 1,7$ тл наибольшие удельные потери соответствовали углам $60-65^\circ$, то при сборке полос по способу рис. 2-9,а — поперечному направлению прокатки (рис. 2-24). В стали Э330А анизотропия удельных потерь близка к стали VC-11, а в стали Э330 — к стали VC-13.

Большое значение для расчетов имеет полная удельная мощность q , выражаемая в $в \cdot а / кг$. Из рис. 2-25, где значения q представлены для холоднокатаной стали тех же марок, что и на рис. 2-21, следует, что с повышением амплитуды магнитной индукции различие в полной удельной мощности между худшей и лучшей маркой увеличивается. Так, при $B=1,0$ тл это различие составляет 1,5 раза, при $B=1,5$ тл — 2 раза, а при $B=1,8$ тл — 4 раза.

В холоднокатаной стали с кубической текстурой удельные потери вдоль и поперек прокатки близки между собой, а под углом 45° их величина наибольшая и оказывается на 50% больше, чем вдоль прокатки (рис. 2-13). Меньшая анизотропия удельных потерь в холоднокатаной стали с кубической текстурой объясняется тем, что в плоскости листа этой стали отсутствует ось трудного намагничивания.

На рис. 2-26 и 2-27 по [Л. 2-7] представлено изменение удельных потерь с индукцией для горячекатаной трансформаторной стали, из которых следует, что возрастание удельных потерь происходит по зависимости, близкой к квадратичной. Наименьшие удельные потери в горячекатаной стали соответствуют направлению прокатки, а наибольшие — под углом 50—90° к прокатке.

Анизотропия удельных потерь, оцениваемая соотношением $2 \frac{P_{90^\circ} - P_{0^\circ}}{P_{0^\circ} + P_{90^\circ}} \cdot 100 \%$, в сталях марок Э43 и Э43А выражена более резко, чем в сталях Э41 и Э42. Кроме того, она больше для листов толщиной 0,35 мм, чем для листов толщиной 0,5 мм (по точкам $P_{1,0/0,50}$ и $P_{1,5/50}$):

Марка стали	Э41, Э42	Э41, Э42	Э43, Э43А
Толщина листа, мм	0,5	0,35	0,35
$2 \frac{P_{90^\circ} - P_{0^\circ}}{P_{0^\circ} + P_{90^\circ}} \cdot 100\%$	5—8	7—12	10—16

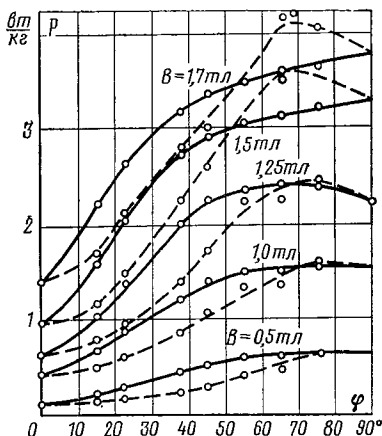


Рис. 2-24. Анизотропия удельных потерь холоднокатаной текстурованной стали при двух способах укладки полос в пакеты.

— способ а рис. 2-9,а;
 --- способ б рис. 2-9,б.

В листах горячекатаной динамной стали, имеющей на поверхности листов слой окалины, потери от гистерезиса растут быстрее, чем в стали без окалины.

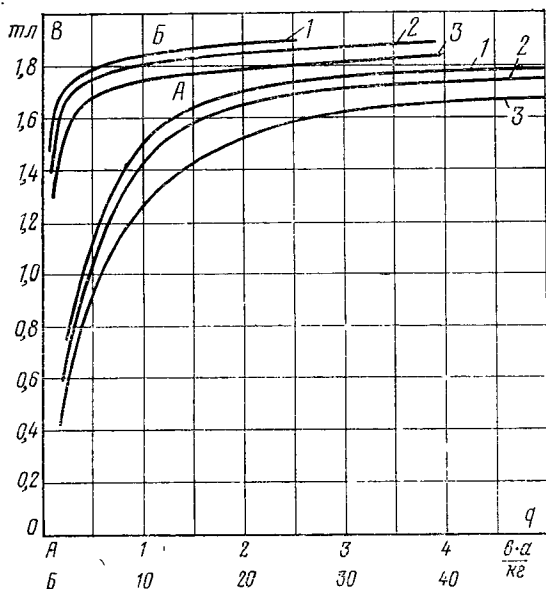


Рис. 2-25. Полная удельная мощность при различных амплитудах магнитной индукции для холоднокатаной текстурованной стали различных марок.

1 — VC-9; 2 — VC-11; 3 — VC-13.

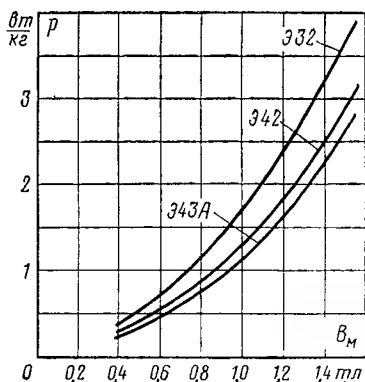


Рис. 2-26. Зависимость удельных потерь горячекатаной трансформаторной стали толщиной листа 0,5 мм от амплитуды магнитной индукции ($f = 50$ гц).

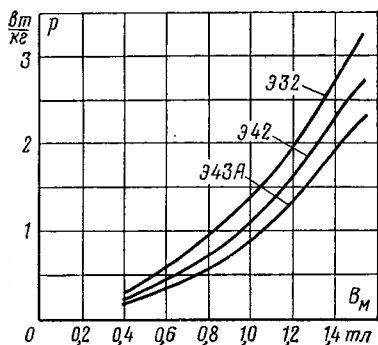


Рис. 2-27. Зависимость удельных потерь горячекатаной трансформаторной стали толщиной листа 0,35 мм от амплитуды магнитной индукции ($f = 50$ гц).

Если для динамной стали с окалиной отношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ в зависимости от толщины слоя окалины составляет 2,30—2,40, то в стали без окалины оно снижается до 2,15—2,25 (табл. 2-8).

Таблица 2-8

**Влияние окалины на отношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$
в горячекатаной динамной стали**

№ образца	Сталь с окалиной			Сталь без окалины		
	$p_{1,0/50}$, вт/кг	$p_{1,5/50}$, вт/кг	$p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$	$p_{1,0/50}$, вт/кг	$p_{1,5/50}$, вт/кг	$p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$
1	2,58	5,95	2,30	2,50	5,52	2,20
2	2,57	6,20	2,40	2,42	5,25	2,17
3	2,62	6,07	2,32	2,30	5,17	2,25

Зависимость удельных потерь от индукции для образцов горячекатаной динамной стали по [Л. 2-7] представ-

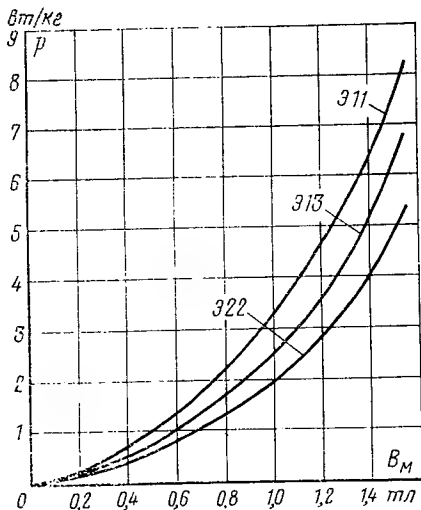


Рис. 2-28. Зависимость удельных потерь горячекатаной динамной стали с толщиной листа 0,5 мм от амплитуды магнитной индукции ($f = 50$ гц).

лена на рис. 2-28. Анизотропия удельных потерь в динамной горячекатаной стали, как и анизотропия индукции, проявляется по-разному, в зависимости от способа прокатки. Так, наименьшие удельные потери у листов с реверсивной прокаткой соответствуют направлению прокат-

ки, у листов с прямой прокаткой — под углом $30-45^\circ$ к прокатке (см. рис. 2-18):

Номер листа в пакете	1	2	3	4	5	6	7	8
$P_{90^\circ} - P_{0^\circ}$ при $v=1 \text{ тл, вт/кг}$	0,35	0,40	0,20	0,20	0,34	0,33	0,18	0,20

В образцах холоднокатаной нетекстурованной стали, свободной от окалины, зависимость удельных потерь от индукции при 1,2—1,7 тл выражена слабее, чем в горячекатаной динамной стали (рис. 2-29). Сравнивая рис. 2-29 с рис. 2-26—2-28 можно заключить следующее. В холод-

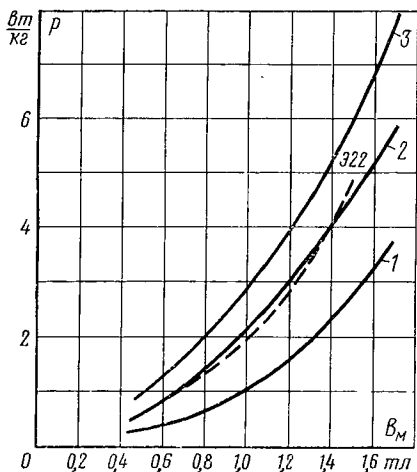


Рис. 2-29. Зависимость удельных потерь холоднокатаной нетекстурованной стали с толщиной листа 0,5 мм от амплитуды магнитной индукции ($f=50 \text{ гц}$).
1 — $H=10$ ($\text{Si}=3,0\%$); 2 — $H=20$ ($\text{Si}=2,2\%$); 3 — $H=30$ ($\text{Si}=0,4\%$).

нокатаной нетекстурованной стали с $\text{Si}=3,2\%$ удельные потери получаются заметно ниже, чем в горячекатаной стали соответствующих марок. Удельные потери в малокремнистой холоднокатаной стали ($\text{Si}=0,4\%$) несколько снижены по отношению к горячекатаной динамной стали с $\text{Si}=0,8 \div 1,0\%$. Нашей промышленностью выпускается малокремнистая динамная сталь с удельными потерями $p_{1,5/50}=6,0 \div 8,6 \text{ вт/кг}$.

Зависимость удельных потерь электротехнической стали от амплитуды магнитной индукции можно изучить аналитически. Большинство работ по этому вопросу основывались на применении уравнения Маренина—Штейнметца

$$p = \eta B^\alpha \quad (2-2)$$

в различных видоизмененных формах.

В [Л. 2-17, 2-18] коэффициент η в уравнении (2-1) принимался постоянным и устанавливалось изменение показателя α от амплитуды магнитной индукции.

В [Л. 2-19] было показано, что когда коэффициент η приравняется постоянной величине, то при этом на-

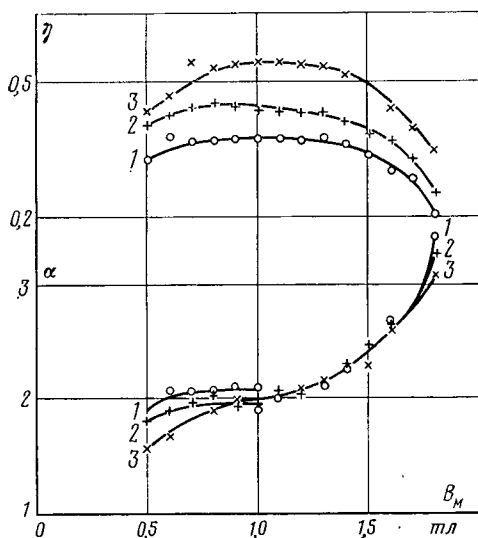


Рис. 2-30. Значения коэффициентов α и η для холоднокатаной текстурованной трансформаторной стали с толщиной листа 0,35 мм с различным уровнем удельных потерь.

1 — $\rho_{1,5/50} = 0,90$ Вт/кг; 2 — $\rho_{1,5/50} = 1,08$ Вт/кг;
3 — $\rho_{1,5/50} = 1,28$ Вт/кг.

рушается размерность правой и левой частей уравнения (2-1) и такая трактовка уравнения (2-1) может привести к неверным зависимостям удельных потерь от амплитуды магнитной индукции.

Уравнение (2-1) может быть переписано следующим образом:

$$\lg p = \lg \eta + \alpha \lg B. \quad (2-3)$$

В [Л. 2-19] предлагается α и η считать постоянными величинами для стали данной марки и их определение проводить методом наименьших квадратов. Если определить показатели α и η для разных участков кривой $p =$

$=f(B)$ [Л. 2-20], то эти значения заметно отличаются между собой (рис. 2-30 и 2-31). Поэтому если говорить о постоянных значениях α и η для типичной кривой $p=f(B)$ какой-либо марки стали, то только для ограниченного участка изменения магнитной индукции.

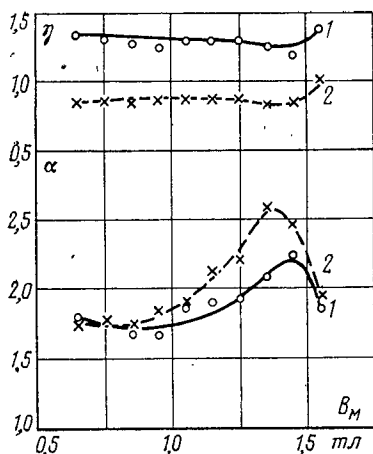


Рис. 2-31. Значения коэффициентов α и η для горячекатаной трансформаторной стали.

Из рис. 2-30 следует, что изменение показателя степени α в районе 1,0—1,7 тл может быть принято одинаковым для разных марок текстурованных сталей, но коэффициенты η получаются при этом заметно разные.

Сложные изменения показателя α и η с амплитудой магнитной индукции не дают возможности широкого применения формулы (2-1) для расчета удельных потерь. Необходимо пойти по линии построения типичных зависимостей $p=f(B)$

в широком диапазоне изменения индукции для сталей разных марок. О наклоне кривых $p=f(B)$ часто судят по отношению $p_{1,50/50}/p_{1,0/50}$. В холоднокатаной стали с $p_{1,0/50}=0,9 \div 1,3$ вт/кг, как было показано выше, это отношение составляет 2,30—2,40. В горячекатаной трансформаторной стали оно наименьшее у сталей марок с большими удельными потерями и наи-

Таблица 2-9
Соотношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ в горячекатаной трансформаторной стали

$p_{1,0/50}$, вт/кг	$p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ при толщине листа, мм	
	0,35	0,50
0,90—1,00	2,33—2,40	—
1,04—1,00	2,32—2,35	2,40—2,45
1,15—1,20	2,26—2,25	2,35—2,40
1,25—1,30	2,18—2,23	2,20—2,25
1,35—1,40	2,15—2,20	2,16—2,20
1,45—1,50	—	2,13—2,16

большее у марок с наименьшими удельными потерями (табл. 2-9).

Такое изменение отношения $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ согласно [Л. 2-21] можно объяснить следующим образом. Снижение удельных потерь в стали происходит, кроме создания текстуры, за счет совершенства структуры стали (уменьшение включений и напряжений, получение оптимального размера зерна и т. д.). При таком совершенствовании структуры стали облегчаются процессы смещения доменных стенок, которые происходят в слабых и средних полях. Но это оказывает меньшее воздействие на процессы вращения при больших индукциях. Поэтому при совершенстве структуры стали снижения потерь $p_{1,0/50}$ происходит в большей степени, чем $p_{1,5/50}$, и как следствие этого увеличивается отношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$.

В [Л. 2-22] приводятся данные по изменению удельных потерь в холоднокатаной текстурованной стали с $Si = 3,2\%$ после пластической деформации (табл. 2-10).

Таблица 2-10

Изменение отношения $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ в холоднокатаной стали после ее деформации

Параметр	Величина обжатия, %			
	1,0	0,5	2,0	5,0
$p_{1,0/50}$, вт/кг	0,64	1,30	2,15	2,90
$p_{1,5/50}$, вт/кг	1,50	2,35	3,40	4,60
$p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$	2,34	1,80	1,60	1,60

При увеличении степени обжатия до 5% отношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ снижается с 2,34 до 1,60, что подтверждают данные [Л. 2-21]. В [Л. 2-21] также указывается, что в холоднокатаной текстурованной стали отношение $p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$ снижается по мере увеличения степени совершенства текстуры в стали. Однако это положение не подтверждается опытными данными [Л. 1-62]:

B_{2500} , тл	1,89	1,92	1,93	1,97
$p_{1,5/50}/p_{1,0/50}$	2,37	2,40	2,35	2,37

б) Зависимость удельных потерь от частоты переменного поля

При измерении удельных потерь при разных частотах переменного поля можно определять показатель степени n в выражении $p = m f^n$, аналогичном формуле Марени-

на — Штейнметца. Применим это выражение к общим потерям, потерям от вихревых токов ($p_v = p_{г.в} - p_{г.}$) и дополнительным потерям [$p_d = p_{г.в} - (p_{г.} + p_{ов.})$]. В табл. 2-11

Таблица 2-11

Параметр	Горячекатаная сталь						Холоднокатаная текстурованная сталь	
	Si, %							
	1,0		4,0			3,0		
	Толщина листа, мм							
	1,0	0,5	0,35	0,2	0,1	0,5		0,35
$p_{г}/p_{г.в.}, \%$	50	60	62	69	80	17	35	
$p_{д}/p_{ов.}, \%$	50	90	240	700	1400	100	140	
$n_{г.в.}$	1,40	1,20	1,20	1,12	1,05	1,50	1,50	
$n_{в.}$	1,90	1,70	1,57	1,52	1,40	1,60	1,70	
$n_{п.}$	1,7	1,60	1,46	1,46	1,40	1,35	1,55	

приведены показатели степени n для некоторых марок сталей при изменении частоты переменного поля от 25 до 50 гц при $B=1,0$ тл.

Хотя показатель степени $n_{г.в.}$ несколько возрастает с ростом частоты переменного поля от 25 до 50 гц, в табл. 2-11 приведены средние значения $n_{г.в.}$. Кроме того,

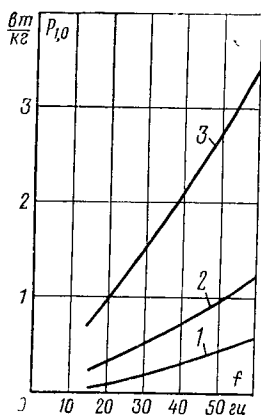


Рис. 2-32. Зависимость удельных потерь $p_{1,0}$ от частоты переменного поля ($f=15-60$ гц) для различных марок стали. 1 — Э330А, 0,35 мм; 2 — Э43, 0,35 мм; 3 — Э12, 0,5 мм.

в табл. 2-11 вписаны отношения $p_{г.}/p_{г.в.}, \%$ и $p_d/p_{г.в.}, \%$, характеризующие составляющие потерь в стали. Из табл. 2-11 прежде всего следует, что дополнительные потери возрастают с частотой переменного поля в степени 1,4—1,7. В сталях тех марок, где доля дополнительных потерь сравнительно мала (сталь с $Si=1,0\%$ и $d=1$ мм), показатель степени n_v для потерь от вихревых токов близок к двум. Когда же дополнительные потери в несколько раз больше рассчитанных, показатель степени n_v для вихревых токов значительно меньше двух.

Для оценки показателя степени $n_{г.в.}$ необходимо еще учитывать долю гистерезисной составляю-

**Отношение удельных потерь в основных марках
электротехнической стали при изменении частоты
переменного поля с 50 до 60 гц**

Марка стали	Толщина листа, мм	Отношения $P_{1,0/60}/P_{1,0/50}$ и $P_{1,5/60}/P_{1,5/50}$
Э11, Э12, Э13	0,5	1,25
Э21, Э22	0,5	1,24
Э31, Э32	0,5	1,24
Э41, Э42	0,5	1,26
Э43, Э43А	0,5	1,28
Э42, Э42	0,35	1,23
Э43, Э43А	0,35	1,26
Э330, Э330А	0,35	1,30
Э330, Э320	0,5	1,32

щей. Там, где потери от гистерезиса составляют наибольшую часть (сталь с $Si=4,0\%$, $d=0,1$ мм), показатель степени для общих потерь близок к единице ($n_{г.в}=1,05$), а там, где эта доля наименьшая (сталь Э330А), — показатель степени $n_{г.в}$ наибольший (1,50).

Значение показателей степени n_v и n_d было вычислено в том предположении, что потери от гистерезиса возрастают линейно с частотой переменного поля (25—50 гц). На примере стали Э44 с толщиной 0,1 мм, где $n_{г.в}=1,05$, можно сказать, что это предположение оправдывается на практике.

Приведенные данные в табл. 2-11 относятся к амплитуде магнитной индукции $B=1,0$ тл. С увеличением амплитуды магнитной индукции показатель степени $n_{г.в}$ несколько снижается:

B , тл	1,0	1,5	1,7
$n_{г.в}$ для стали Э330А	1,54	1,50	1,44
$n_{г.в}$ для стали Э43	1,22	1,20	—

На рис. 2-32 показаны зависимости $p_{г.в}$ от f для сталей нескольких марок. Если произвести расчет потерь от вихревых токов для сталей Э42 и Э330А по формуле (29) ГОСТ 12119-66 $p_v=p_{г.в}-p_{г.в}$ при $f_1/f_2=2$, то будем иметь следующие данные:

Марка стали	p_v по формуле (29)	$p_v=p_{г.в}-p_{г.в}$
Э42	0,26	0,39
Э330А	0,21	0,38

Таким образом, потери на вихревые токи, рассчитанные по формуле (29) ГОСТ 12119-66, будут в стали Э330А почти в 2 раза меньше, чем вычисленные с помощью статической петли гистерезиса. Для стали Э42 они занижаются в 1,5 раза.

В отечественных стандартах и справочниках обычно приводятся удельные потери, измеренные при частоте 50 гц, а в американских — при 60 гц. Для сравнения характеристик сталей необходимо привести их к одной из частот. Непосредственное измерение значений $p_{в/50}$ и $p_{в/60}$ приводит к данным табл. 2-12.

2.4. ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЕ ПОТЕРИ В ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Если рассчитать по формуле (1-12) потери от вихревых токов с учетом однородного изменения магнитного потока и потери от гистерезиса по статическому циклу гистерезиса и вычесть их сумму из общих потерь $p_d = p_{г.в} - (p_{г.} + p_{ов})$, то для основных марок электротехнической стали будем иметь следующие значения дополнительных потерь (табл. 2-13).

Таблица 2-13

Составляющие удельных потерь, $вт/кг$, в электротехнической стали некоторых марок

Марка стали	Толщина листа, мм	$p_{1,5/50}$	$p_{г.}$	$p_{ов}$	p_d	$p_d/p_{1,5/50}, \%$
Э22	0,5	5,00	3,76	0,74	0,50	10
Э43	0,5	2,70	1,38	0,52	0,80	30
Э43А	0,35	2,20	1,25	0,25	0,70	32
Э330А	0,35	1,08	0,26	0,32	0,50	45
VC-9	0,35	0,90	0,24	0,32	0,34	38

В образцах горячекатаной динамной стали, имеющей мелкозернистую структуру (400—800 зерен на 1 $мм^2$ площади шлифа), дополнительные потери составляют до 10% общих потерь.

Если произвести измерение удельных потерь при частотах 25—50 гц и построить зависимость $p_{г.в}/f$ от f , то экспериментальные точки достаточно хорошо ложатся на прямую линию (см. рис. 1-17), а потери от гистерезиса, определенные по отрезку на оси $p_{г.в}/f$, близки к потерям, вычисленным по статическому циклу гистерезиса. На основании табл. 2-11 можно считать, что в мелкозерни-

стой стали потери от гистерезиса изменяются по линейной зависимости от частоты переменного тока, а потери от вихревых токов — по квадратичной.

С укрупнением величины зерна в нетекстурованной стали дополнительные потери существенно увеличиваются [Л. 2-23]. Так,

Сталь с $Si=1,0\%$, $d=0,5$ мм:

Количество зерен на 1 мм ²	1 000	800	400	200	50
Дополнительные потери при $B=$					
$=1,5$ тл, $f=50$ гц, вт/кг	0,18	0,34	0,52	0,70	1,20

Сталь с $Si=4,0\%$, $d=0,5$ мм:

Количество зерен на 1 мм ²	100	50	20	10	5
Дополнительные потери при $B=$					
$=1,5$ тл, $f=50$ гц, вт/кг	0,31	0,45	0,72	0,85	0,95

В образцах холоднокатаной текстурованной стали имеется еще более крупнозернистая структура. На 1 мм² площади шлифа помещается менее одного зерна (0,05—0,5 зерна). Однако в такой стали дополнительные потери по абсолютной величине меньше, чем в нетекстурованной стали. Согласно табл. 2-13 они составляют 0,34—0,5 вт/кг вместо 0,70 вт/кг для нетекстурованной стали Э43А с той же толщиной листа. В силу того, что потери от гистерезиса в текстурованной стали существенно снижены по отношению к нетекстурованной стали, отношение дополнительных потерь к общим потерям в текстурованной стали является наибольшим.

При сравнении дополнительных потерь текстурованной и нетекстурованной стали необходимо учитывать, что в текстурованной стали перемагничивание осуществляется в основном за счет 180-градусного смещения доменных стенок, а в нетекстурованной стали, где магнитная текстура отсутствует, за счет 180- и 90-градусного смещения стенок. Если в образцах холоднокатаной текстурованной стали искусственным путем уменьшить магнитную текстуру (путем создания напряжений), то дополнительные потери, вт/кг, при этом значительно увеличиваются, что видно из следующих данных

№ образца	$\lambda, 10^{-6}$	$P_{1,5/50}$	P_T	P_{0B}	P_d
1	1,20	1,06	0,24	0,32	0,50
2	14,0	1,64	0,30	0,32	1,02

Таким образом, здесь качественно восстанавливается соответствие между величиной зерна и дополнительными потерями.

Если взять сталь с одной степенью текстуры и примесями, но различной величиной зерна, то по данным [Л. 2-24] при уменьшении размеров зерна в поперечнике с 9 до 1 мм общие потери снижаются с 1,05 до 0,90 *вт/кг* (рис. 2-33). Так как потери от гистерезиса при этом лишь незначительно уменьшаются, то снижение потерь происходит за счет уменьшения дополнительных потерь. Прямая связь между удельными потерями и величиной зерна в текстурованной стали была установлена в [Л. 1-55], где с применением метода множественной корреляции было

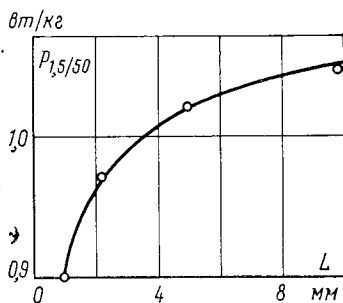


Рис. 2-33. Зависимость удельных потерь холоднокатаной текстурованной стали от размеров зерна.

показано, что снижение диаметра зерна с 7 до 1,5 мм вызывает уменьшение удельных потерь $p_{1,5/50}$ на 0,13 *вт/кг*; это находится также в соответствии с [Л. 2-24].

В [Л. 2-25] показано, что основной причиной дополнительных потерь в крупнозернистой электротехнической стали является неоднородность перемагничивания. В нетекстурованном материале имеется значительная

межзеренная неоднородность намагничивания. По данным [Л. 2-26] на рис. 2-34,а приводятся порошковые фигуры на двух зернах трансформаторной стали в процессе намагничивания. В одном из них порошковые фигуры отсутствуют, т. е. зерно намагничено до насыщения, а во втором имеется еще сложная система порошковых фигур. В образцах текстурованной стали с малыми углами отклонения кристаллитов от идеальной ориентации ($\alpha \approx 2 \div 3^\circ$) межзеренная неоднородность намагничивания значительно снижена, но остается так называемая внутризеренная неоднородность намагничивания, которая может проявляться двумя способами. При первом способе может происходить неоднородное намагничивание отдельных участков зерна (рис. 2-34,б). При втором способе внутризеренная неоднородность связана с доменной

структурой стали: изменение магнитного потока происходит только в местах движения доменных стенок. В последнее время был опубликован ряд работ, в которых расчет потерь от вихревых токов выполнялся с учетом доменной структуры ферромагнетиков (§ 1-3).

В [Л. 1-20] приводится формула $p_v = p_{0v} \cdot 1,62 L/d$, которая была получена при следующих ограничениях: намаг-

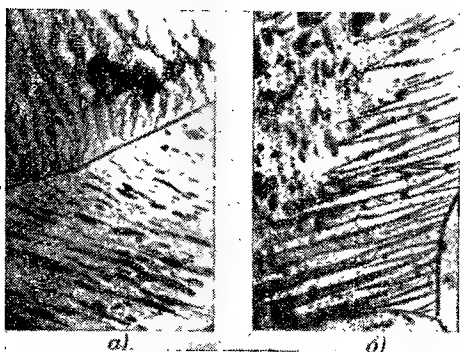


Рис. 2-34. Межзеренная и внутризеренная неоднородность намагничивания.
а — межзеренная; б — внутризеренная.

ничивание образцов с текстурой $(110) [001]$ происходит вдоль прокатки за счет 180-градусного смещения доменных стенок; при движении доменные стенки остаются плоскопараллельными; ширина доменов L должна быть соизмерима с толщиной листа d . Применительно к холоднокатаной текстурованной стали с ребровой текстурой эту формулу можно использовать только для образцов с сильно выраженной кристаллической и магнитной текстурой.

По данным [Л. 2-27] в образцах, находящихся в размагниченном состоянии, с размерами зерна в поперечнике 4—10 мм ширина доменов составляет 0,35—0,5 мм, что в соответствии с (1-13) должно привести к увеличенным потерям от вихревых токов в 1,6—2,4 раза.

Если применить расчеты потерь от вихревых токов с помощью (1-13) к холоднокатаной стали с размерами зерен 3 мм, то получим следующие значения составляющих удельных потерь, вт/кг:

$P_{1,5/50}$	P_T	$P_{0,5}$	P_B	P_d
0,95	0,23	0,34	0,50	0,22

В этом случае величина дополнительных потерь уже снижена до 23% общих потерь.

Применение (1-13) к текстурованной стали с разной степенью текстуры вызывает противоречия. Чем менее совершенна кристаллическая текстура, тем больше име-

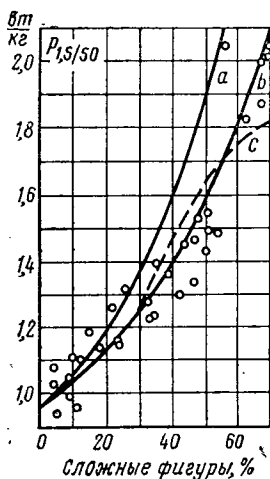


Рис. 2-35. Зависимость удельных потерь холоднокатаной текстурованной стали от процента сложных порошковых фигур.

Экспериментальные точки — по [Л. 2-28], сплошные линии — по [Л. 2-29].

ется кристаллитов со сложной поверхностной доменной структурой и согласно (1-13) потери от вихревых токов должны снижаться. Однако опыт показывает, что они возрастают. Нужно полагать, что в этом случае резко возрастает межзеренная неоднородность намагничивания. Применительно к холоднокатаной текстурованной стали в [Л. 2-28] показана зависимость удельных потерь от количества зерен со сложной доменной структурой (рис. 2-35).

В [Л. 2-29] произведен расчет потерь энергии на перемагничивание с учетом неоднородного намагничивания отдельных зерен, который получил удовлетворительное совпадение с опытом (рис. 2-35). Кривая рис. 2-35,а относится к случаю, когда отношение проницаемостей в зернах с простыми и сложными фигурами, равно ∞ , а кривая рис. 2-35,б — когда оно равно 10. Как следует

из рис. 2-35, кривая рис. 2-35,б лучше согласуется с опытом, чем кривая рис. 2-35,а.

Укажем еще на одну причину возникновения дополнительных потерь.

При намагничивании образцов вдоль направления, не совпадающего ни с одной осью легкого намагничивания (под углом φ к направлению прокатки), могут появиться составляющие магнитной индукции [Л. 2-25]

$$\vec{B} = \vec{B}_x + \vec{B}_y + \vec{B}_z, \quad (2-4)$$

где $\bar{B}_x$ — составляющая индукции вдоль магнитного поля; $\bar{B}_y$ — составляющая индукции, перпендикулярная направлению поля в плоскости листа; $\bar{B}_z$ — составляющая индукции, перпендикулярная плоскости листа.

Если размеры кристаллитов превышают толщину листа, т. е. в толщине листа содержится не более одного зерна, то потери для кристаллита будут $p_{vi} = p_{xi} + p_{yi} + p_{zi}$. Проследим это на измерении удельных потерь в полосках, вырезанных под разными углами к направлению прокатки и расположенных в пакете при согласованном (рис. 2-9,а) и несогласованном (рис. 2-9,б) способах укладки. При сборке полос по первому способу нормальные составляющие индукции во всех полосках будут направлены в одну сторону, а по второму способу — в разные стороны. Дополнительные потери при двух способах сборки пакетов получились разные, что видно из табл. 2-14.

Таблица 2-14

Значения дополнительных потерь в холоднокатаной текстурованной стали при двух способах сборки полос в пакете

Способ сборки полос в пакете	Дополнительные потери ($B = 1 \text{ тл}$, $f = 50 \text{ гц}$) для полос, вырезанных под углами к прокатке						
	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
Рис. 2-9, а	0,20	0,34	0,58	0,87	0,92	0,96	0,93
Рис. 2-9, б	0,20	0,24	0,39	0,67	0,80	1,00	1,00

Кроме того, из табл. 2-14 следует значительная анизотропия дополнительных потерь. Дополнительные потери под углами 60—90° в 4—4,5 раза больше, чем вдоль направления прокатки.

Таким образом, неоднородность намагничивания, связанная с межзеренной неоднородностью намагничивания, наличием осей легкого намагничивания, доменной структурой и способом перемагничивания, является основной причиной возникновения дополнительных потерь.

Для дальнейшего выяснения природы дополнительных потерь рассмотрим зависимость дополнительных потерь от амплитуды магнитной индукции, частоты переменного тока и толщины листа. Применяя формулу $p = \eta B^\alpha$ к общим потерям и их составляющим для стали

Э330А, определим значения α для $p_{г.в}$, $p_{г}$ и $p_{д}$ при амплитуде магнитной индукции $B=1,5$ тл:

	$p_{г.в}$	$p_{г}$	$p_{ов}$	$p_{д}$
α	1,93	2,01	2,0	1,82

Показатель степени α в формуле Маренина — Штейнметца для дополнительных потерь составляет 1,82 и мало отличается от показателя для гистерезисной составляющей и рассчитанных потерь от вихревых токов по (1-12). Поэтому из этих материалов нельзя сделать заключения, к какой составляющей потерь относятся дополнительные потери.

Рассмотрим изменение дополнительных потерь с частотой переменного тока от 25 до 60 гц для стали Э330А. Применяя формулу $p = m f^n$ к $p_{г.в}$ и $p_{д}$, получим по табл. 2-11 следующие значения n (n для $p_{г}$ принималось равным единице, а для $p_{ов}$ — двум):

	$p_{г.в}$	$p_{г}$	$p_{ов}$	$p_{д}$
n	1,50	1,0	2,0	1,55

Приведенные значения n относятся к потерям энергии при $B=1,5$ тл. При более высоких значениях магнитной индукции показатель степени $n_{г.в}$ несколько снижается, а при меньших — повышается:

$B, \text{ тл}$	1,0	1,5	1,7
$n_{г.в}$	1,58	1,55	1,45

Из табл. 2-11, где приведены значения n для образцов разной толщины и разного содержания кремния, следует, что показатель степени n для холоднокатаной текстурованной стали толщиной 0,5 мм еще меньше и составляет 1,35.

Если дополнительные потери полностью отнести к вихровой составляющей, то показатель степени следовало бы ожидать близким к двум. Отступление от квадратичной зависимости дополнительных потерь как функции частоты переменного поля частично можно объяснить следующими причинами:

1. Проведенное [Л. 2-30] изучение доменной структуры в динамическом режиме показало, что при повышении частоты переменного поля от 30 до 120 гц средняя ширина доменов снижается в 2 раза. Такое же изменение ширины доменов наблюдалось в [Л. 2-31] при изменении

частоты от 60 до 200 гц (рис. 2-36). Если считать, что с увеличением частоты непрерывно уменьшается отношение L/d , то увеличение потерь от вихревых токов с частото-

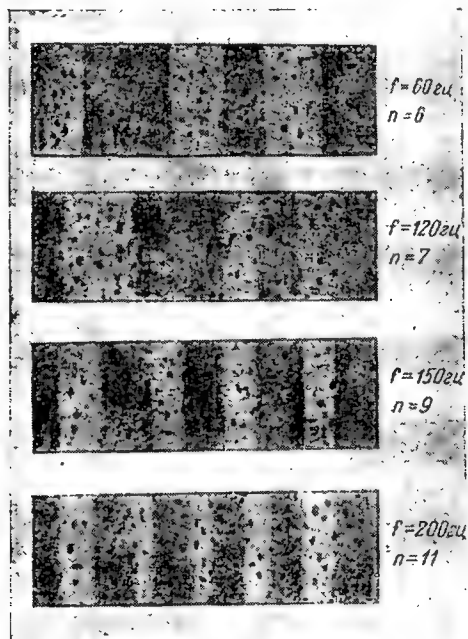


Рис. 2-36. Ширина доменов в монокристаллических образцах (110) [001] в динамическом режиме при $f=60, 120, 150$ и 200 гц.

той переменного поля должно происходить слабее, чем по квадратичному закону.

2. Из рис. 1-14 при $f=50$ гц, где показано значительное закругление вершины динамического цикла гистерезиса, следует, что имеется довольно развитый поверхностный эффект, что приводит к неоднородному намагничиванию образца по его толщине. В поверхностных слоях амплитуда магнитной индукции больше, чем во внутренних. При таком типе неоднородности магнитной индукции и постоянном значении ее средней величины потери от вихревых токов согласно [Л. 1-23] будут меньше. С повышением частоты переменного поля неоднородное рас-

пределение индукции по сечению образца будет усиливаться, что также должно привести к более слабому возрастанию потерь от вихревых токов, чем по квадратичному закону.

3. Усиливающееся с частотой переменного поля неоднородное распределение магнитной индукции по толщине образца должно привести к более сильной ($n > 1$), чем линейная, зависимости гистерезисных потерь от частоты. По этой причине часть дополнительных потерь следует связать не с потерями от вихревых токов, а с потерями от гистерезиса.

Но нужно полагать, что все-таки основная доля дополнительных потерь объясняется неточным учетом потерь от вихревых токов.

Далее рассмотрим изменение дополнительных потерь от толщины листа. Отношение дополнительных потерь к рассчитанным возрастает с уменьшением толщины листа. Так, для горячекатаной трансформаторной стали с одинаковой величиной зерна отношение $p_d/p_{0в}$ увеличивается с уменьшением толщины листа следующим образом:

d , мм	0,65	0,50	0,35	0,2
$p_d/p_{0в}$, %	70	130	200	400

Эти расчеты проводились в том предположении, что потери $p_{0в}$ растут квадратично с толщиной листа. Если предположить, что с изменением толщины листа в холоднокатаной стали ширина доменов сохраняется прежней, то в (1-13) потери от вихревых токов должны линейно зависеть от толщины листа.

Покажем на примере зарубежных сталей М-6 и М-5 с толщиной листа 0,35 и 0,30 мм, что такая зависимость имеет место:

Толщина листа, мм	$p_{1,5/50}$, вт/кг	p_H , вт/кг	p_B , вт/кг
0,35	1,06	0,32	0,74
0,30	0,95	0,31	0,64

При изменении толщины листа с 0,35 до 0,30 мм, т. е. на 14% потери от вихревых токов снижаются на 13,5%.

В [Л. 2-32, 2-33] предлагается деление потерь на перемагничивание проводить по другому принципу. Все потери энергии на перемагничивание связываются со скоростью движения доменных стенок в скачках Баргаузена

и коэффициентами трения, отражающими потери всевозможной природы (магнитострикционной деформации, микровихретоковые и др.). В результате делается заключение, что потери на перемагничивание определяются статической коэрцитивной силой. Исходя из этого необходимо стремиться получать электротехническую сталь с возможно малой коэрцитивной силой, что должно само собой привести к малым потерям энергии на перемагничивание.

Малая коэрцитивная сила, действительно, является необходимым условием получения низких потерь на перемагничивание, но отнюдь недостаточным. Ниже приводятся значения коэрцитивной силы и удельных потерь в образце холоднокатаной текстурованной стали марки Э330 после нормальной технологической обработки и дополнительного отжига с быстрым охлаждением, в которых показано нарушение прямой связи между H_c и $P_{1,5/50}$.

Вид обработки	H_c , а/м	$P_{1,5/50}$, вт/кг
Нормальная технологическая обработка	5,9	1,00
Дополнительный отжиг с быстрым охлаждением	5,5	1,64

Известно также, что крупнозернистая сталь при малой коэрцитивной силе может за счет дополнительных потерь иметь большие суммарные потери, чем мелкозернистая.

2.5. КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ И МАГНИТНАЯ ТЕКСТУРА

Для получения высоких электромагнитных свойств холоднокатаной текстурованной стали с ребровой текстурой необходимым условием является создание текстуры с малыми углами отклонения отдельных кристаллитов от идеальной ориентации. Согласно рис. 2-6, когда средние углы отклонения превышают 15° , сталь можно отнести к категории малотекстурованной или даже нетекстурованной.

В настоящее время в стали Э330А средние углы отклонения кристаллитов от идеальной ориентации составляют $5-7^\circ$, что обеспечивает среднее значение индукции

$B_{2500} = 1,9$ тл. В сталях некоторых марок (VC-9, МЗ-Н) типичные значения B_{2500} указываются 1,97 тл, что соответствует средним углам рассеивания кристаллитов, равным 3° .

Создание остро выраженной текстуры стали является одним из основных факторов в повышении индукции в средних и сильных магнитных полях и в снижении удельных потерь. В [Л. 1-55] было показано применительно к сталям Э330 и Э330А, что повышение магнитной индукции B_{2500} с 1,85 до 1,94 тл вызывает снижение удельных потерь $p_{1,5/50}$ на 0,17 вт/кг, т. е. каждая 0,01 тл в указанных пределах приводит к изменению удельных потерь $p_{1,5/50}$ почти на 0,02 вт/кг. Такое влияние углов рассеивания на удельные потери может быть не совсем однозначным, так как нужно еще учитывать характер рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации.

Если обозначить α — угол отклонения оси [001] в плоскости листа от направления прокатки; β — угол отклонения оси [001] от плоскости прокатки; γ — угол вращения плоскости (110) вокруг направления прокатки, то экспериментальные данные [Л. 2-34] показывают, что влияние угла α на удельные потери является примерно в 2 раза большим, чем угла β . Меньшее влияние угла γ на удельные потери можно связать с тем, что образуемые в этом случае поверхностные домены сложной формы в какой-то степени снижают среднюю ширину доменов, что в соответствии с (1-13) должно уменьшить потери на вихревые токи.

Можно поставить вопрос о предельных углах отклонения α , β и γ , при которых будет происходить еще снижение удельных потерь. Если положить $\alpha \approx \beta \approx \gamma \approx 0$, то будем иметь псевдомонокристаллы, в которых домены из одного зерна будут переходить в другое и их ширина будет пропорциональна не корню квадратному из поперечника одного зерна, а длине зерен, по которым проходят сквозные домены. Если углы α больше $2-3^\circ$, то домены, переходящие из одного зерна в другое, не образуются. Углы β и γ желательно тоже иметь малыми.

Таким образом, при создании остро выраженной кристаллографической текстуры со средними углами рассеивания кристаллитов от идеальной ориентации 3° можно получить наиболее низкие удельные потери. С точки зрения физических представлений получение силовых

раженной кристаллической текстуры является только необходимым, но не достаточным условием получения низких удельных потерь.

В [Л. 1-55] показано, что между удельными потерями и магнитострикцией в холоднокатаной текстурованной стали имеется заметная связь. Коэффициент парной корреляции $r_{p-\lambda}$ составляет 0,46, а возрастание магнитострикции насыщения с $1 \cdot 10^{-6}$ до $10 \cdot 10^{-6}$ приводит к увеличению удельных потерь $p_{1,5/50}$ на 0,20 вт/кг.

Если образцы холоднокатаной стали с достаточно низкими удельными потерями ($p_{1,5/50} = 1,00$ вт/кг), малой магнитострикцией ($\lambda_s = 2 \cdot 10^{-6}$) и малым содержанием углерода подвергнуть повторному отжигу при 1000—1100 °С с быстрым охлаждением, то в таких образцах значительно увеличивается магнитострикция и удельные потери, что видно из следующих данных:

Вид обработки	λ_s	$P_{1,5/50}$, вт/кг	H_c , а/м
Типовая обработка	$2,0 \cdot 10^{-6}$	1,06	4,0
Дополнительный нагрев на 1100 °С с быстрым охлаждением	$16,0 \cdot 10^{-6}$	1,89	5,3

В данном случае в металле возникли внутренние напряжения, которые резко уменьшили магнитную текстуру в стали. Расстройство магнитной текстуры в стали может произойти из-за наличия включений. В [Л. 1-55] было показано, что при изменении содержания углерода с 0,005 до 0,015% магнитострикция насыщения λ_s возрастает с $3 \cdot 10^{-6}$ до $6 \cdot 10^{-6}$. Включения в стали создают напряжения, которые отклоняют домены от направлений легкого намагничивания, тем самым разрушая магнитную текстуру. Это можно показать прямыми опытами по изучению магнитострикции насыщения образцов холоднокатаной стали, вырезанных вдоль прокатки и подвергнутых сжимающим напряжениям и на поперечных образцах—растягивающим напряжениям. Согласно данным [Л. 2-35] при сжатии продольных полосовых образцов с торцов происходит заметное увеличение магнитострикции насыщения (рис. 2-37), а для поперечных образцов растяжение приводит к существенному снижению магнитострикции (рис. 2-38). Такое заметное изменение магнитострикции вызывает изменение составляющих удельных потерь (табл. 2-15).

Изменение составляющих удельных потерь холоднокатаной стали под действием растягивающих и сжимающих напряжений

Характеристика образца	Вид нагрузки	Составляющие потери при $B=1 \text{ тл}$, $f=50 \text{ гц}$	Удельные потери образцов под напряжениями, кгс/см^2					
			0	10	25	50	100	200
Продольный	Сжатие	$p_{г.в}$	0,46	0,56	0,66	0,77	0,98	1,39
		$p_{г}$	0,11	0,13	0,16	0,20	0,26	0,32
		$p_{в}$	0,35	0,43	0,50	0,57	0,72	1,07
Поперечный	Растяжение	$p_{г.в}$	1,55	1,49	1,29	1,16	0,99	1,00
		$p_{г}$	0,49	0,45	0,43	0,40	0,42	0,50
		$p_{в}$	1,06	1,04	0,86	0,76	0,57	0,50

Для продольного образца увеличение магнитострикции $\lambda_s = 2 \cdot 10^{-6}$ до $30 \cdot 10^{-6}$ вызывает увеличение удельных

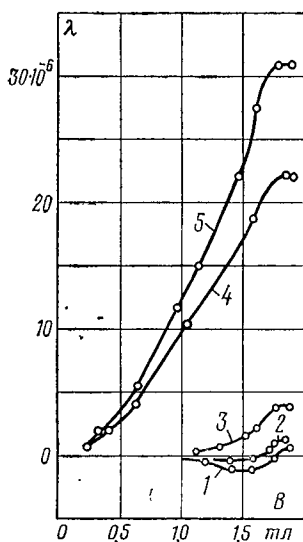


Рис. 2-37. Зависимость λ от B для образцов стали Э330А, вырезанных вдоль направления прокатки и подвергнутых сжимающим нагрузкам с торцов.

1 — $\sigma=0$; 2 — $\sigma=10 \text{ кгс/см}^2$; 3 — $\sigma=25 \text{ кгс/см}^2$; 4 — $\sigma=50 \text{ кгс/см}^2$; 5 — $\sigma=100 \text{ кгс/см}^2$.

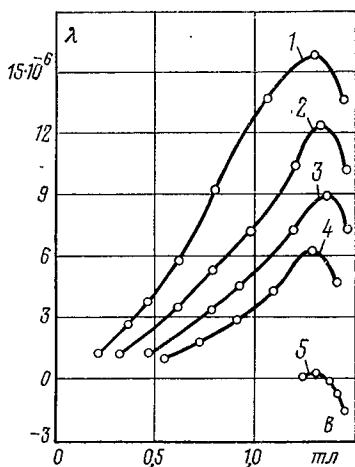


Рис. 2-38. Зависимость λ от B для образцов стали Э330А, вырезанных поперек прокатки и подвергнутых растягивающим нагрузкам с торцов.

1 — $\sigma=0$; 2 — $\sigma=10 \text{ кгс/см}^2$; 3 — $\sigma=25 \text{ кгс/см}^2$; 4 — $\sigma=50 \text{ кгс/см}^2$; 5 — $\sigma=100 \text{ кгс/см}^2$.

потерь в 3 раза и главным образом за счет повышения потерь от вихревых токов, которые при $\lambda_s = 30 \cdot 10^{-6}$ составляют 1,00 вт/кг. Для поперечного образца снижение магнитострикции приводит к заметному снижению общих потерь и потерь от вихревых токов. Все эти данные говорят о том, что для получения низких удельных потерь необходимо иметь не только островыраженную кристаллическую текстуру, но и хорошую магнитную текстуру, которая получается довольно совершенной, если внутренние напряжения сведены до минимума. В этом случае по данным [Л. 2-36] вступает в силу анизотропия формы образца.

Однако в холоднокатаной текстурованной стали промышленного производства всегда имеются напряжения, которые не позволяют получить совершенную магнитную текстуру. Кроме того, и кристаллическая текстура не всегда является островыраженной, что приводит к дальнейшему расстройству магнитной текстуры. В текстурованной листовой стали, даже при сравнительно высокой степени чистоты материала, без дополнительных обработок нельзя получить необходимую магнитную текстуру. Для создания магнитной текстуры имеется три способа: 1) отжиг стали в магнитном поле; 2) отжиг стали под натяжением; 3) комбинированный отжиг в магнитном поле под натяжением.

Работы в этом направлении были выполнены многими исследователями [Л. 2-36, 2-37].

Создание магнитного поля или растягивающих напряжений производится при конечном отжиге стали при температуре ниже точки Кюри. Из [Л. 2-38] следует, что для создания наилучшей магнитной текстуры по второму способу величина нагрузки при отжиге связана с температурой отжига следующим образом: чем ниже температура отжига, тем выше допускается оптимальная нагрузка. Однако эта оптимальная нагрузка должна быть такой, чтобы пластическая деформация полосы была минимальной.

В [Л. 2-39] рассматриваются различные режимы спрямляющего отжига ленточной стали в проходных печах для снятия рулонной кривизны. Цель отжига рулонной стали в проходных печах состоит в снятии рулонной кривизны и нанесении электроизоляционного покрытия. Отжиг ленточной стали в проходной печи происходит при натяжении, которое должно обеспечить тугую смотку

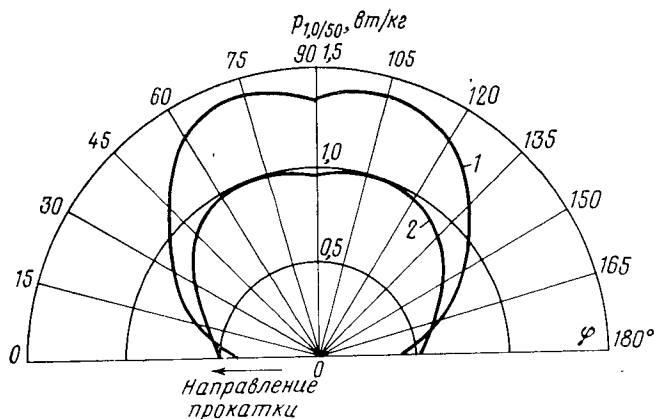


Рис. 2-39. Анизотропия удельных потерь холоднокатаной текстурованной стали.

1 — образец с покрытием; 2 — образец без покрытия.

ленты в рулон после проходной печи. Эти натяжения согласно [Л. 2-39] приводят к незначительной пластической деформации ленты (0,1—0,2%). Если остаточные напряжения превышают 0,2%, то они заметно увеличивают удельные потери.

В настоящее время холоднокатаная текстурованная сталь выпускается, главным образом, с электроизоляционным покрытием, которое наносится перед спрямляющим отжигом ленты в проходной печи. Из-за различия линейных коэффициентов термического расширения металла и покрытия при охлаждении между ними образуются упорядоченные напряжения, которые растягивают ленту вдоль прокатки.

В работах [Л. 2-40] изучена анизотропия эффекта влияния поверхностных оксидных пленок на магнитострикцию. Установлено, что вдоль прокатки магнитострикция уменьшается,

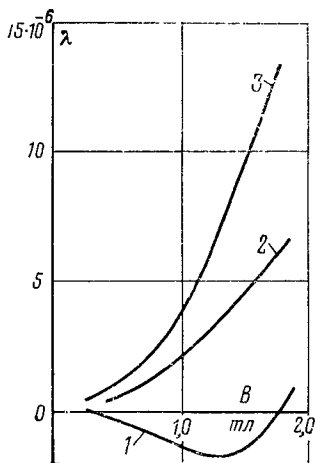


Рис. 2-40. Кривые магнитострикции образцов холоднокатаной текстурованной стали.

1 — с покрытием; 2 — без покрытия; 3 — без покрытия с увеличенным содержанием углерода ($C=0,010 \div 0,015\%$).

а поперек прокатки — увеличивается. При нанесении покрытия на холоднокатаную текстурованную ленту по [Л. 2-27] величина магнитострикции насыщения изменяется следующим образом:

Направление прокатки	Вдоль	Поперек
λ_s у образца с покрытием	$2 \cdot 10^{-6}$	$20 \cdot 10^{-6}$
λ_s у образца без покрытия	$5 \cdot 10^{-6}$	$11 \cdot 10^{-6}$

Это приводит к изменению анизотропии магнитных характеристик. На рис. 2-39 по данным Чистякова В. К. и Сохиной Е. И. приводится анизотропия удельных потерь образца стали Э330А с покрытием и без него. Как следует из этого графика наличие покрытия на поверхности образца приводит к снижению удельных потерь для образцов, вырезанных под углами $0-7^\circ$ к прокатке. Для $\varphi=8 \div 90^\circ$ удельные потери с покрытием заметно больше, чем без него.

На рис. 2-40 показаны кривые магнитострикции образцов текстурованной стали с электроизоляционным покрытием и без него.

В образцах холоднокатаной текстурованной стали с удельными потерями $p_{1,5/50}=0,9 \div 1,0$ вт/кг диапазон изменения магнитострикции показан на рис. 2-41.

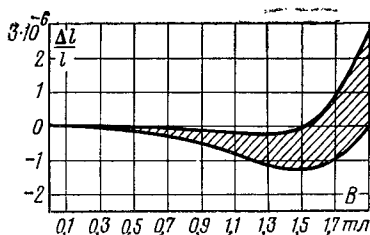


Рис. 2-41. Кривые магнитострикции холоднокатаной стали с высокой степенью текстуры ($\alpha \approx 3^\circ$) и низкими удельными потерями ($p_{1,5/50}=0,90 \div 1,00$ вт/кг).

2-6. СТАТИЧЕСКИЕ И ДИНАМИЧЕСКИЕ ЦИКЛЫ ГИСТЕРЕЗИСА

При перемагничивании ферромагнитных материалов в медленно изменяющихся квазистатических полях вектор магнитной индукции за полный цикл перемагничивания описывает статический цикл гистерезиса. Площадь этого цикла пропорциональна потерям от гистерезиса. При перемагничивании ферромагнитного образца в переменном магнитном поле вектор магнитной индукции следует по динамическому циклу гистерезиса. Площадь динамического цикла гистерезиса пропорциональна общим потерям в образце.

Различие между статическими и динамическими циклами гистерезиса при одной и той же частоте переменного поля зависит от соотношения потерь от гистерезиса и вихревых токов. Чем больше потери от вихревых токов, тем больше различаются между собой площади статиче-

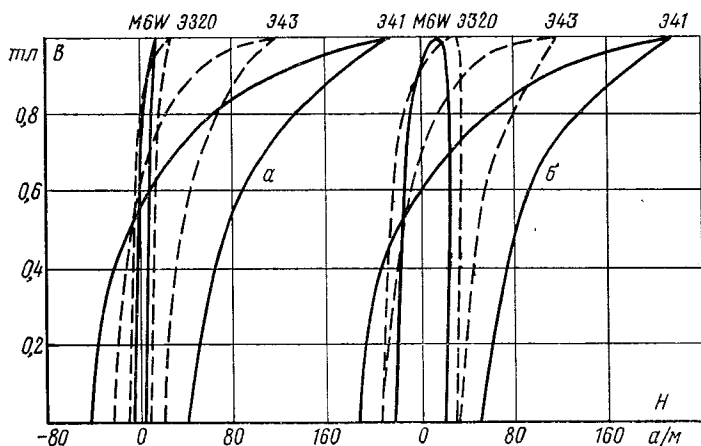


Рис. 2-42. Статические (а) и динамические (б) циклы гистерезиса некоторых марок электротехнической стали с толщиной листа 0,35 мм.

ского и динамического циклов гистерезиса. На рис. 2-42 представлены статические и динамические циклы гистерезиса электротехнической стали некоторых марок толщиной листа 0,35 мм.

Наибольшее различие между статическими и динамическими циклами гистерезиса имеется у холоднокатаной текстурованной стали. На рис. 2-43 и 2-44 для стали М-6 показаны семейства статических и динамических циклов гистерезиса. Отношение ширины динамического цикла к статическому достигает четырех.

Статические и динамические циклы гистерезиса стали Э43 толщиной листа 0,5 мм представлены на рис. 2-45. Это отношение снижено до 2,2, а в стали Э12 (рис. 2-46) составляет всего лишь 1,6. Это находится в полном соответствии с § 2-3, где рассмотрены составляющие удельных потерь в электротехнической стали разных марок.

Статические циклы гистерезиса в холоднокатаной текстурованной стали для образцов с сильно выраженной

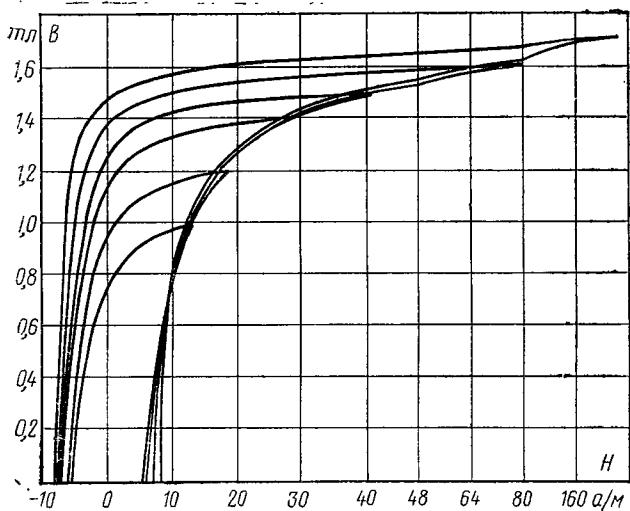


Рис. 2-43. Семейство статических циклов гистерезиса стали М-6.

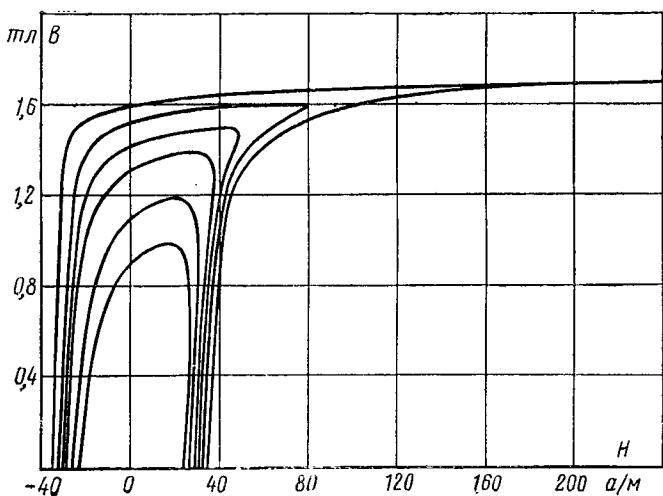


Рис. 2-44. Семейство динамических циклов гистерезиса стали М-6 ($f = 60 \text{ гц}$).

магнитной текстурой, вырезанных поперек прокатки, имеют необычный вид (рис. 2-47,а). У этих циклов очень малая остаточная индукция, а кривизна нисходящей и вос-

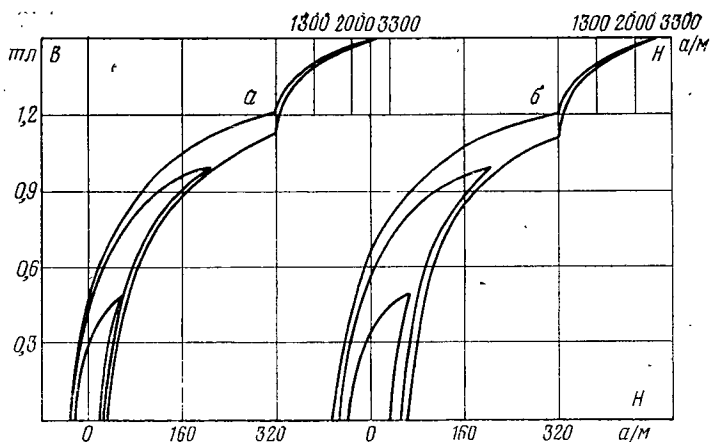


Рис. 2-45. Семейство статических (а) и динамических (б) циклов гистерезиса стали Э43 с толщиной листа 0,50 мм ($f=50$ гц).

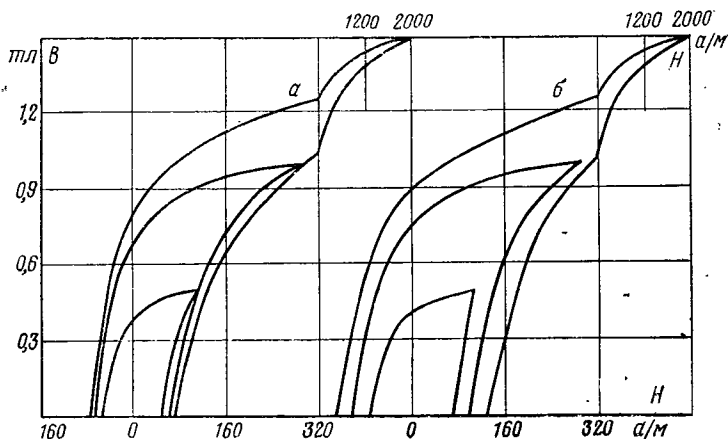


Рис. 2-46. Семейство статических (а) и динамических (б) циклов гистерезиса стали Э12 с толщиной листа 0,50 мм ($f=50$ гц).

ходящей ветви является противоположной обычному циклу гистерезиса. На рис. 2-47,б показан статический цикл гистерезиса образца с плохой магнитной текстурой ($\lambda_s=10 \cdot 10^{-6}$).

Рассмотрим изменение коэрцитивной силы на частных циклах гистерезиса. В холоднокатаной текстурованной стали с увеличением амплитуды магнитной индукции с 1,0 до 1,8 тл коэрцитивная сила непрерывно растет. Для примера приведем значения H_c для стали VC-9:

$B_m, \text{ тл}$	1,0	1,3	1,5	1,6	1,7	1,8
$H_c, \text{ а/м}$	4,0	4,6	5,1	6,0	7,2	8,0

В горячекатаной электротехнической стали с $\text{Si}=1,0\%$ при изменении амплитуды магнитной индукции с 1,0 до 1,5 тл коэрцитивная сила возрастает так же заметно, как

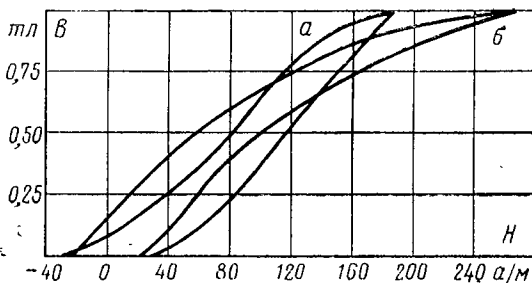


Рис. 2-47. Статические циклы гистерезиса поперечных образцов текстурованной стали.

a — с хорошей магнитной текстурой; b — с плохой магнитной текстурой.

и в холоднокатаной стали, в стали с высоким содержанием кремния ($\text{Si}=4,0\%$), как видно из рис. 2-45, возрастает более медленно.

Ранее говорилось, что для получения низких потерь энергии на переманичивание необходимым условием является получение малой коэрцитивной силы. В холоднокатаной текстурованной стали с разными удельными потерями коэрцитивная сила имеет следующие значения при $B=1,5 \text{ тл}$ [Л. 1-62]:

$P_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$	1,27	1,16	1,08	0,97	0,90
$H_{c1,5}, \text{ а/м}$	9,0	7,5	6,4	5,6	4,8

Получение малой коэрцитивной силы в крупнозернистой холоднокатаной текстурованной стали обеспечивается за счет более совершенной кристаллической и магнитной текстуры. Это приводит к усилению анизотропии коэрцитивной силы. Для примера приведем ани-

зотропию коэрцитивной силы, a/m , образцов с разным значением удельных потерь.

№ образца	Угол с направлением прокатки					
	0°	30°	45°	60°	90°	$H_{c90^\circ}/H_{c0^\circ}$
1	4,82	13,0	18,0	21,5	30,0	6
2	9,0	21,0	26,0	35,0	37,0	4

Получению низкой коэрцитивной силы в образце № 1 вдоль направления прокатки способствовало, кроме того, малое количество примесей в стали ($C \approx 0,004\%$, $N \approx 0,002\%$ и т. д.). Если образцы промышленных партий холоднокатаной стали подвергнуть дополнительной обработке при $1200-1300^\circ\text{C}$, при которой происходит дальнейшее удаление вредных примесей и снижение плотности дислокаций (до 10^6-10^7 на квадратный сантиметр), то коэрцитивная сила снижается далее до $3,0-4,0 a/m$.

Следует отметить, что для тонких монокристаллических дисков с кристаллографической плоскостью $\{110\}$ соотношение $H_{c100} < H_{c111} < H_{c110}$, полученное в [Л. 2-41], выполняется для образцов с малым значением H_c в большей степени, чем с увеличенным H_c .

Анизотропия остаточной индукции выражена более резко, чем коэрцитивной силы. Ниже приводятся значения B_r , тл, измеренные при $B_m = 1$ тл [Л. 1-62].

Угол с направлением прокатки	0°	30°	45°	60°	90°
B_r , тл	0,500	0,220	0,068	0,044	0,060

В нетекстурованной электротехнической стали снижение потерь идет за счет получения низкой коэрцитивной силы, снижение которой достигается уменьшением количества всевозможного рода дефектов кристаллической решетки и укрупнением зерна. Снижение коэрцитивной силы за счет только укрупнения зерна должно проводиться в разумных пределах, чтобы не вызвать заметного увеличения потерь от вихревых токов, которые могли бы перекрывать снижение потерь от гистерезиса. Ниже даются значения коэрцитивной силы для холоднокатаной нетекстурованной кремнистой стали лучших марок:

Содержание кремния, %	3,0	1,5	0,4
H_c , a/m	22-28	55-70	90-100

В горячекатаной нетекстурованной стали величина коэрцитивной силы несколько больше, чем в холоднокатаной

таной, что следует объяснить лучшим состоянием поверхности и меньшим количеством примесей в холоднокатаной стали. Коэрцитивная сила горячекатаной стали в образцах, вырезанных под разными углами к направлению прокатки, не одинакова.

Марка стали	Толщина листа, мм	H_c , а/м, при углах к направлению прокатки				
		0°	30°	45°	60°	90°
Э12	0,5	68	67	66	70	72
Э42	0,35	33	34	35	37	38
Э43А	0,35	20	22	23	25	26

2-7. ЗАВИСИМОСТЬ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ ОТ ТОЛЩИНЫ ЛИСТА

Листовая электротехническая сталь, предназначенная для применения при 50 гц, в настоящее время изготавливается в основном с толщиной листа 0,5—0,35 мм. Это диктуется требованием получить сравнительно малые удельные потери при удовлетворительном коэффициенте заполнения (96—98%). В холоднокатаной текстурованной стали, имеющей относительно наибольшие потери от вихревых токов, для снижения общих потерь идут по линии дальнейшего снижения толщины листа вплоть до 0,28 мм. Однако с уменьшением толщины листа потери от вихревых токов снижаются слабее, чем по квадратичной зависимости, а потери от гистерезиса начинают увеличиваться. Последнее связано с тем, что с уменьшением толщины листа электротехнической стали увеличивается и коэрцитивная сила. Особенно резкое возрастание ее наблюдается при толщине менее 10 мкм [Л. 2-42].

На рис. 2-48 по данным [Л. 2-43] показана зависимость коэрцитивной силы от толщины листа горячекатаной трансформаторной стали. Как видно из рис. 2-48, при уменьшении толщины листа с 0,1 до 0,01—0,02 мм коэрцитивная сила увеличивается в 2—3 раза.

Для того чтобы исключить возможное влияние технологических операций на коэрцитивную силу листов разной толщины в [Л. 2-44], уменьшение толщины от 1 до 0,1 мм проводилось как прокаткой, так и травлением.

Образцы разной толщины d после прокатки в горячем состоянии подвергались высокотемпературному отжигу, после чего измерялась коэрцитивная сила. Зависимость

$H_c = f(d)$ для этих образцов представлена на рис. 2-49 (сплошная линия). Из рис. 2-49 видно, что при уменьшении толщины листа с 1 до 0,35 мм H_c возрастает на

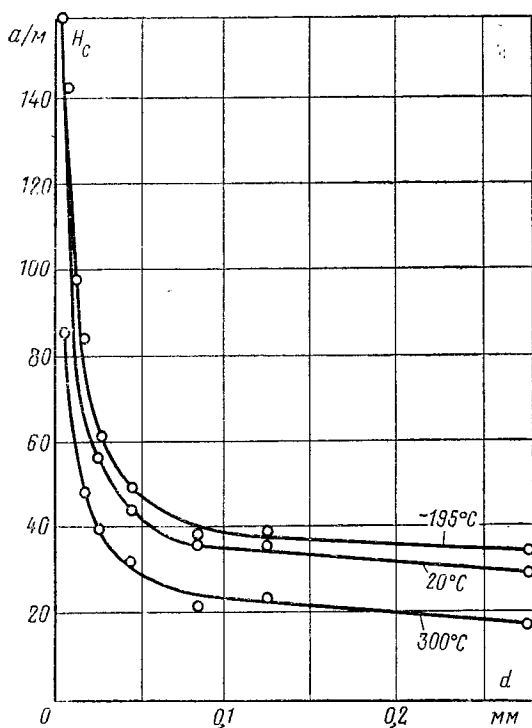


Рис. 2-48. Зависимость коэрцитивной силы от толщины трансформаторной стали при различных температурах.

2,4 а/м, а до 0,1 мм на 24 а/м. При снятии поверхностного слоя с образца толщиной 1,0—0,2 мм травлением сначала происходит некоторое снижение H_c (рис. 2-49, пунктирная линия). Это свидетельствует о том, что поверхностные слои горячекатаной стали имеют несколько большую H_c , чем внутренние слои. Однако при дальнейшем уменьшении толщины H_c возрастает. В [Л. 2-45] возрастание H_c при уменьшении толщины листа связывается с ростом полей рассеивания, возникающих на границах доменов.

Увеличение коэрцитивной силы с уменьшением толщины естественно приводит к увеличению потерь от гистерезиса, но из-за значительного снижения потерь от вихревых токов общие потери снижаются. Это можно показать на примере нетекстурованной и текстурованной

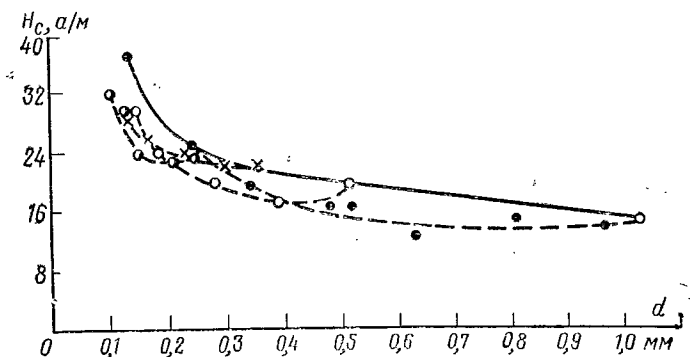


Рис. 2-49. Зависимость коэрцитивной силы горячекатаной трансформаторной стали от толщины листа.
 — уменьшение толщины листа прокаткой; — — — уменьшение толщины листа травлением.

сталей. Для горячекатаной стали с $Si=4,0\%$ и толщиной листа от 0,5 до 0,2 мм при одной и той же технологии производства значения составляющих приведены в табл. 2-16.

Таблица 2-16

Значения $P_{1,0/50}$, P_r , P_v в горячекатаной трансформаторной стали разной толщины

Параметр	Толщина листа, мм		
	0,5	0,35	0,2
$P_{1,0/50}$, Вт, кг	1,15	0,90	0,80
P_r , Вт/кг	0,47	0,50	0,55
P_v , Вт/кг	0,68	0,40	0,25

Как следует из этих данных, при уменьшении толщины листа с 0,5 до 0,2 мм снижение потерь от вихревых токов перекрывает увеличение потерь от гистерезиса. Подобная закономерность [Л. 2-16] имеется и для нетекстурованной холоднокатаной стали (табл. 2-17).

**Значения $p_{1,5/50}$, p_{Γ} и $p_{\text{в}}$ в холоднокатаной
нетекстурованной стали марки Н-20**

Параметр	Толщина листа, мм		
	0,7	0,50	0,35
$p_{1,5/50}$, вт/кг	6,20	4,50	4,20
p_{Γ} , вт/кг	2,80	2,85	3,00
$p_{\text{в}}$, вт/кг	3,40	1,75	1,20

В табл. 2-18 согласно [Л. 1-62] показано изменение удельных потерь холоднокатаной текстурованной стали при снижении толщины листа с 0,35 до 0,3 мм.

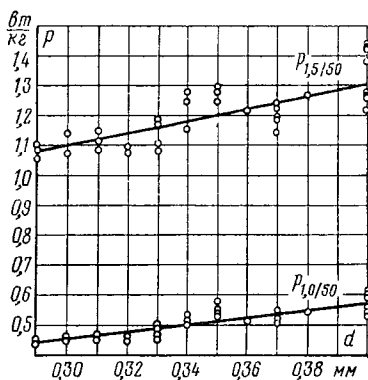


Рис. 2-50. Зависимость удельных потерь холоднокатаной текстурованной стали от толщины листа.

В [Л. 1-44] рассматривалась зависимость удельных потерь и их составляющих от толщины листа (рис. 2-50). Как видно из рис. 2-50, при уменьшении толщины листа с 0,40 до 0,30 мм удельные потери $p_{1,5/50}$ стали Э320—Э330А снижаются на 0,2 вт/кг. Из табл. 2-18 и рис. 2-50 следует, что снижение толщины образца на 0,01 мм приводит к снижению удельных потерь $p_{1,5/50}$ на 0,02 вт/кг.

Таблица 2-18

**Значения $p_{1,5/50}$, p_{Γ} , $p_{\text{в}}$ и $p_{\text{в}}/p_{0\text{в}}$ в холоднокатаной
текстурованной стали**

Параметр	Марка стали			
	VC-9		M2-H	M3-H
	Толщина листа, мм			
	0,35	0,30	0,35	0,30
$p_{1,5/50}$, вт/кг	0,90	0,84	0,93	0,83
p_{Γ} , вт/кг . .	0,26	0,27	0,20	0,20
$p_{\text{в}}$, вт/кг . .	0,64	0,57	0,73	0,63
$p_{\text{в}}/p_{0\text{в}}$	2,05	2,50	2,35	2,70

2-8. ВЛИЯНИЕ ОКАЛИНЫ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

На поверхности листов горячекатаной электротехнической стали в процессе нагрева металла перед прокаткой и при окончательном отжиге в окислительной среде образуется слой окалина. Для листов повышеннолегированной и высоколегированной стали окалина стравливается, а в листах слаболегированной и среднелегированной стали — сохраняется.

Кроме слоя окалины, в листах еще имеется зона внутреннего окисления [Л. 2-46]. Наличие окалины на поверхности листов снижает магнитную проницаемость в сильных магнитных полях и приводит к заметному увеличению удельных потерь при индукции 1,5 тл. В [Л. 2-47] рассматривались свойства стали с окалиной, стали без окалины и самой окалины. Плотность окалины определяется из соотношения

$$\gamma = \frac{S_{c+o}\gamma_{c+o} - S_c\gamma_c}{S_{c+o} + S_c},$$

где γ_{c+o} и S_{c+o} — плотность и сечение образца стали с окалиной; γ_c и S_c — то же для стали без окалины; γ_o и S_o — то же для окалины.

Плотность окалины составляет 6 000—7 000 кг/м³ для динамной стали и 5 000—6 000 кг/м³ для трансформаторной стали. Разница в плотности для разных образцов стали с окалиной и без окалины составляет 30—70 кг/м³ и зависит от толщины и состава окалины. Среднее снижение плотности стали за счет окалины по ГОСТ 802-58 принято считать равным 50 кг/м³. Так как в состав окалины после отжига входит в основном восстановленное железо (75—80%), то удельное электрическое сопротивление окалины на 30—40% меньше, чем самого железокремнистого сплава. Толщина окалины на листах меняется от 0,01 до 0,04 мм и зависит от условий обработки стали.

На рис. 2-51 и 2-52 представлены кривые намагничивания динамной и трансформаторной стали без окалины, с окалиной и самой окалины. В слабых магнитных полях до 4 а/м кривая $B_{c+o} = f(H)$ незначительно снижена по отношению к кривой $B_c = f(H)$. В области средних и сильных магнитных полей кривая $B_{c+o} = f(H)$ заметно снижена по отношению к кривой $B_c = f(H)$.

Сравнение циклов гистерезиса образцов стали с окалиной и без окалины, снятых в постоянном поле, показывает, что в стали с окалиной площадь цикла гистерезиса увеличивается, хотя величина коэрцитивной силы не изменяется. Степень расширения петли вдоль оси H зависит от магнитной индукции. Так, при $B=1$ тл возра-

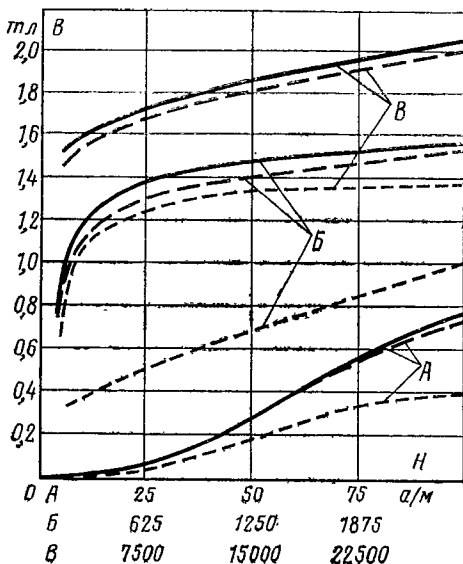


Рис. 2-51. Кривые намагничивания динамической стали.

— без окалины; — — — с окалиной;
 - - - - - окалины.

стание намагничивающего поля является малым (5—10%), поэтому площадь циклов гистерезиса для стали с окалиной и без окалины близки между собой. При индукции 1,5 тл это различие усиливается. Сравнение статических и динамических циклов гистерезиса показывает, что увеличение удельных потерь происходит не только за счет потерь от гистерезиса, но и от вихревых токов, что видно из табл. 2-19.

В образцах электротехнической стали в некоторых случаях имеется зона внутреннего окисления, которая также может привести к ухудшению магнитных свойств стали. По данным [Л. 2-48] на рис. 2-53 приведены цик-

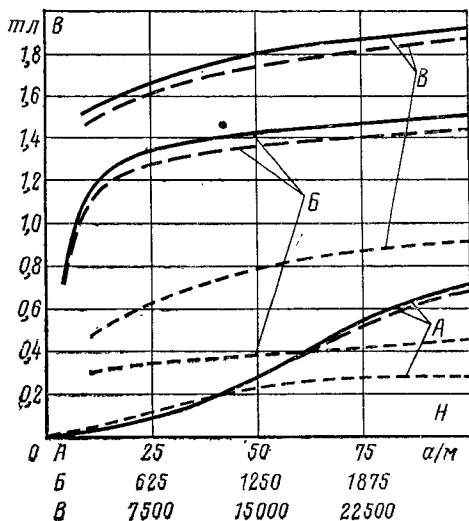


Рис. 2-52. Кривые намагничивания горячекатаной трансформаторной стали.

— без окалины; — — — с окалиной;
 окалины.

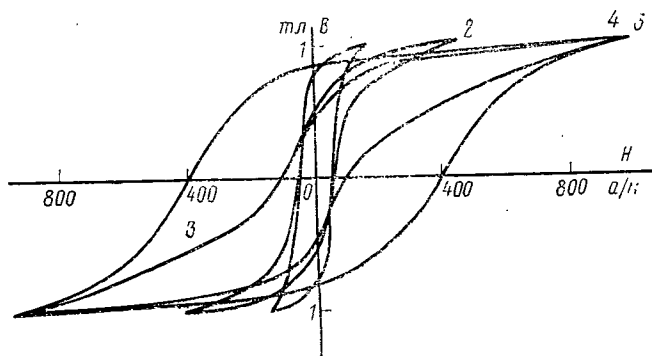


Рис. 2-53. Циклы гистерезиса образцов стали Э11 после окислительного отжига при 1100°C.

1 — неокисленный; 2 — глубина ЗВО 50 мкм; 3 — глубина ЗВО 95 мкм; 4 — окисленный насквозь.

**Удельные потери в электротехнической стали с окалиной
и без окалины**

Si, %	В, т.а	Вид потерь	Потери в стали, вт/кг	
			с окалинной	без окалины
1	1,0	$P_{г.в}$	2,36	2,17
		$P_{г}$	1,26	1,23
		$P_{в}$	1,11	0,94
	1,5	$P_{г.в}$	6,23	5,07
		$P_{г}$	3,43	2,75
		$P_{в}$	2,80	2,32
4	1,0	$P_{г.в}$	1,16	1,16
		$P_{г}$	0,69	0,68
		$P_{в}$	0,47	0,48
	1,5	$P_{г.в}$	2,98	2,77
		$P_{г}$	1,56	1,45
		$P_{в}$	1,42	1,32

лы гистерезиса образца динамной стали с различной глубиной зоны внутреннего окисления (ЗВО).

2-9. МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ НАМАГНИЧИВАНИИ ПОСТОЯННЫМИ И ПЕРЕМЕННЫМИ МАГНИТНЫМИ ПОЛЯМИ

Электротехническая сталь находит широкое применение в электрических аппаратах и машинах, где магнитопроводы подвергаются одновременному намагничиванию постоянным и переменным полями. Для расчета магнитопроводов, работающих в таких условиях, требуются следующие магнитные характеристики; удельные потери в стали в условиях одновременного намагничивания переменным и постоянным полями; кривые намагничивания, измеренные в переменных полях при наложенном постоянном поле; кривые намагничивания, измеренные в постоянном поле при наложенном переменном поле.

Удельные потери

На рис. 2-54, 2-55 приведены кривые зависимости удельных потерь от подмагничивающего поля, измеренные по схеме, приведенной в [Л. 2-49], при пропускании

переменного и постоянного тока по одной намагничивающей обмотке. Измерения проводились на полосовых образцах длиной 0,28 м, а при расчете эффективной массы $m_{\text{эфф}} = m l_1 / l$ длина l_1 принималась 0,94 м. Значения удельных потерь приводились к синусоидальной форме кривой магнитной индукции. Как следует из рис. 2-54 и

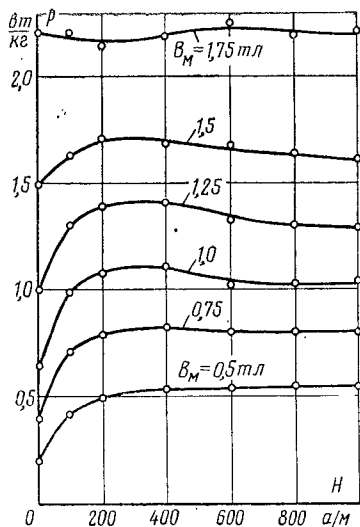


Рис. 2-54. Зависимость удельных потерь стали Э330 с толщиной листа 0,35 мм от подмагничивающего поля при различных амплитудах переменной индукции ($f=50$ гц).

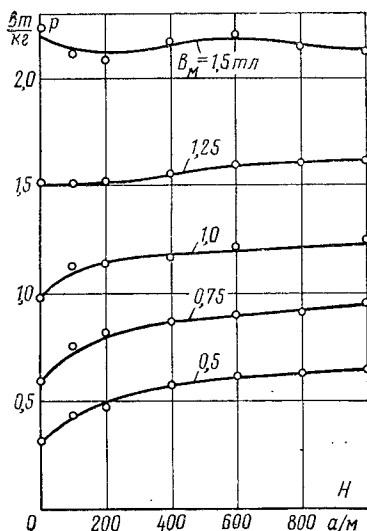


Рис. 2-55. Зависимость удельных потерь стали Э43 толщиной листа 0,35 мм от подмагничивающего поля при различных амплитудах переменной индукции ($f=50$ гц).

2-55, удельные потери зависят от величины подмагничивающего поля при переменной составляющей индукции не более 1,0—1,2 тл. Начиная с некоторого значения индукции, называемого критическим, удельные потери не зависят от амплитуды подмагничивающего поля и даже имеется некоторое уменьшение удельных потерь.

В [Л. 2-50] рассматривается зависимость удельных потерь не от величины наложенного постоянного магнитного поля, а от величины постоянной магнитной индукции, созданной им. Решая эту задачу графоаналитическим методом, от зависимости $p = f(H_0)$ можно перейти к зависимости $p_c = f(B_0)$. На рис. 2-56 и 2-57 показаны

эти кривые. Из рис. 2-57 следует, что зависимость $p_c = f(B_0)$ изображается прямыми линиями с разными углами наклона к оси B_0 . На основании этого удельные потери при подмагничивании постоянным полем можно выразить уравнением

$$p_{г.в} = p'_{г.в} + kB_0,$$

где $p'_{г.в}$ —удельные потери от гистерезиса и вихревых токов для данной индукции B_M при $B_0=0$, полученные экспериментальным

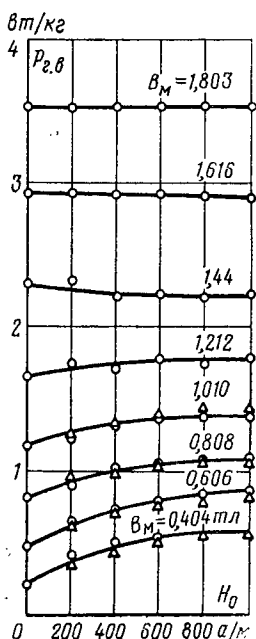


Рис. 2-56. Зависимость удельных потерь от подмагничивающего поля для стали Э43 при различных амплитудах переменного магнитного поля ($f=50$ гц).

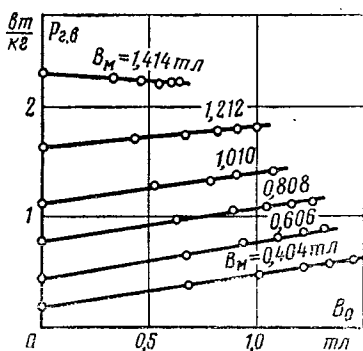


Рис. 2-57. Зависимость удельных потерь от подмагничивающей индукции B_0 .

путем; k — коэффициент, характеризующий наклон прямых $p_{г.в} = f(B_0)$; коэффициент k при $B_M = 0,4 \div 1,0$ тл изменяется незначительно (рис. 2-57) и может быть принят постоянным.

Кривые намагничивания

При намагничивании образцов переменным полем с наложенным постоянным полем мгновенные значения переменной магнитной индукции следуют по несимметричному частному циклу гистерезиса. С увеличением подмагничивающего поля асимметрия цикла гистерезиса

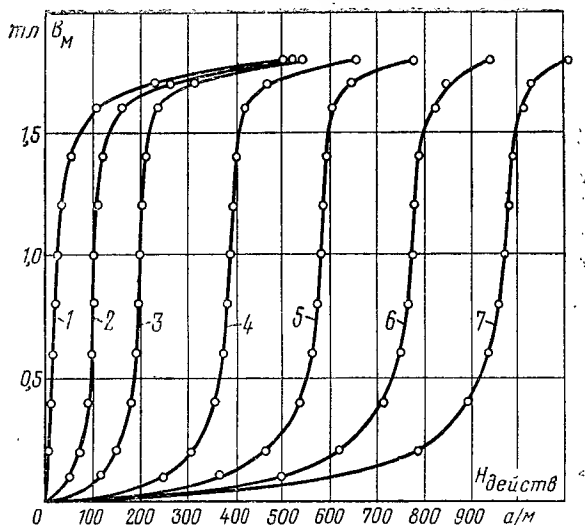


Рис. 2-58. Кривые намагничивания стали Э330 с толщиной листа 0,35 мм в переменном поле при разных значениях подмагничивающего поля H .

1 — $H=0$; 2 — $H=100$ а/м; 3 — $H=200$ а/м; 4 — $H=400$ а/м;
5 — $H=600$ а/м; 6 — $H=800$ а/м; 7 — $H=1000$ а/м.

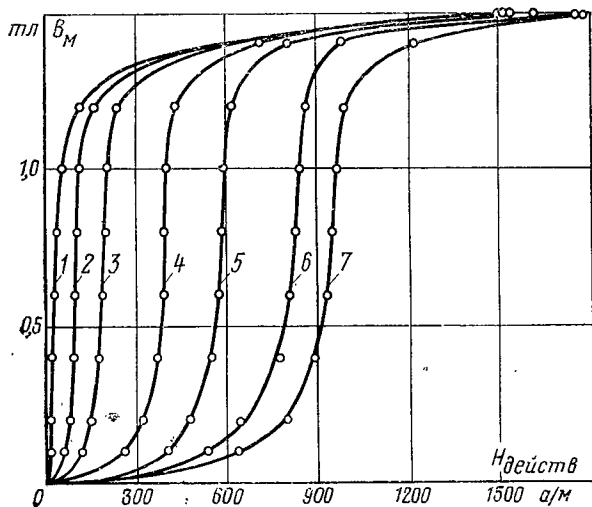


Рис. 2-59. Кривые намагничивания стали Э43 с толщиной листа 0,35 мм в переменном поле при разных значениях подмагничивающего поля H .

1 — $H=0$; 2 — $H=100$ а/м; 3 — $H=200$ а/м; 4 — $H=400$ а/м; 5 — $H=600$ а/м; 6 — $H=800$ а/м; 7 — $H=1000$ а/м.

возрастает и разность между максимальным и минимальными значениями поля увеличивается. Последнее обстоятельство приводит к снижению магнитной проницаемости. Измерение максимальных и минимальных значений B и H затруднительно, поэтому определяют средние значения индукции и поля. По данным [Л. 2-51, 2-52] вид кривых $B_m = f(H_{\sim})$ при наложенном постоянном поле зависит от формы кривых индукции и намагничивающего поля из-за наличия четных гармоник в кривой поля при синусоидальном изменении магнитной индукции.

При измерении кривых намагничивания в переменном поле имелось два аппарата Эпштейна, намагничивающие обмотки переменного тока которых были соединены последовательно и согласно, а обмотки постоянного тока — встречно. При таком соединении обмоток в цепи постоянного тока остаются только четные гармоники переменного тока. Для уменьшения их влияния на кривую намагничивания $B_m = f(H_{\sim} H_{\pm})$ в цепь постоянного тока должно быть включено последовательно сопротивление, а источник постоянного тока должен давать достаточно большое напряжение. Кривые $B_m = f(H_{\sim} H_{\pm})$, представленные на рис. 2-58 и 2-59, были получены при синусоидальной форме кривой магнитной индукции.

Глава третья

МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В СИЛОВЫХ АГРЕГАТАХ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ЧАСТОТЕ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

3-1. УДЕЛЬНЫЕ ПОТЕРИ ПРИ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИИ

Листовая электротехническая сталь находит все большее применение в силовых агрегатах, работающих при частотах переменного тока в несколько сотен и тысяч герц. По ГОСТ 802-58 для этой группы изделий предназначается горячекатаная сталь Э44 с толщиной листа 0,1; 0,2 и 0,35 мм и по ГОСТ 9925-61 холоднокатаная текстурованная сталь марок Э340, Э350 и Э360 с толщиной листа 0,05; 0,08; 0,10; 0,15 и 0,20 мм.

Уменьшение толщины листа или ленты в этой группе сталей вызывается требованием возможно меньшего снижения проницаемости и менее резкого возрастания

Магнитные свойства сталей Э44, Э340 по ГОСТ 802-58

Марка стали	Толщина листа, мм	Магнитная индукция, тл, не менее			Удельные потери, вт/кг, не более		Удельное сопротивление, ом·мм ² /м
		B ₃₀₀	B ₁₀₀₀	B ₂₅₀₀	P _{0,75/400}	P _{1,0/400}	
Э44	0,35	1,21	1,30	1,44	10,7	19,0	0,57
Э44	0,20	1,20	1,29	1,42	7,2	12,5	0,57
Э44	0,10	1,19	1,28	1,40	6,0	10,5	0,57
Э340	0,20	1,50	1,60	1,70	7,0	12,0	0,47

удельных потерь при увеличении частоты переменного тока. В табл. 3-1 и 3-2 приведены магнитные и электрические характеристики для сталей Э44, Э340, Э350 и Э360.

Таблица 3-2

Магнитные и электрические свойства стали Э360 по ГОСТ 9925-61

Толщина листа, мм	Магнитная индукция, тл, не менее						Удельные потери, вт/кг, не более		Удельное сопротивление, ом·мм ² /м
	B ₄₀	B ₈₀	B ₂₀₀	B ₄₀₀	B ₁₀₀₀	B ₂₅₀₀	P _{1,0/400}	P _{1,5/400}	
0,08	0,80	1,05	1,40	1,50	1,65	1,82	7,5	17,0	0,5
0,10	0,80	1,05	1,40	1,50	1,65	1,82	7,5	17,0	0,5
0,15	0,80	1,10	1,40	1,55	1,65	1,82	8,0	19,0	0,5

По разрабатываемому новому государственному стандарту холоднокатаная текстурованная лента толщиной 0,05—0,15 мм будет выпускаться металлургическими заводами либо в нагартованном, либо в отожженном состоянии. Магнитопроводы из стали, поставляемой в нагартованном виде, должны у потребителя подвергаться высокотемпературному отжигу, а из отожженной стали — низкотемпературному. Нормы по магнитным свойствам на нагартованную сталь устанавливаются более высокие, чем на отожженную. Обоснование такому изменению свойств дано в гл. 7. Магнитные свойства, указанные в табл. 3-2, относятся к ленте, отожженной на металлургическом заводе. Для нагартованной ленты, отожженной у потребителя, удельные потери $p_{1,0/400}$ и $p_{1,5/400}$ на 10—15% ниже.

Сравнивая табл. 3-1 и 3-2, можно видеть, что применительно к одной толщине листа (0,1 мм) удельные потери в холоднокатаной стали несколько ниже, чем в горячекатаной, несмотря на то, что она имеет меньшее удельное электрическое сопротивление. Снижение потерь в холоднокатаной ленте следует объяснить более низкой коэрцитивной силой и уменьшенными дополнительными потерями (гл. 2).

В электротехнической стали одного состава и одного совершенства кристаллической текстуры коэрцитивная сила с уменьшением толщины ленты возрастает (§ 2-7). Особенно это проявляется при толщине ленты менее 0,1 мм.

При сравнительно малой частоте переменного тока ($f=400$ гц), когда потери от гистерезиса составляют еще заметную долю, это накладывает свой отпечаток на общие потери в стали. Как было показано в § 2-3, при отсутствии поверхностного эффекта потери от гистерезиса линейно зависят от частоты переменного тока. Если с некоторым приближением применить это положение для стали марки Э44 при $f=400$ гц и $B=0,75$ тл, то будем иметь следующее соотношение потерь от гистерезиса и вихревых токов:

Толщина листа, мм	0,35	0,2	0,1
$p_{г.}$, вт/кг	3,2	3,5	4,0
$p_{в.}$, вт/кг	8,0	3,5	2,0
$p_{г.в.}$, вт/кг	11,2	7,0	6,0

При уменьшении толщины листа от 0,35 до 0,1 мм потери от гистерезиса возрастают на 0,8 вт/кг, а потери на вихревые токи снижаются на 6,0 вт/кг, в результате чего общие потери снижаются почти в 2 раза. Различие в удельных потерях в стали толщиной 0,2 и 0,1 мм при 400 гц уже является малым (15%), что, кроме возрастания потерь от гистерезиса в стали толщиной 0,1 мм, следует связать с возрастанием отношения $p_{д}/p_{г.в.}$ (§ 2-4). Для листов толщиной 0,1 мм потери от вихревых токов составляют 30% общих потерь, а для листов толщиной 0,35 мм уже 70%. При повышении частоты переменного тока различие в соотношении потерь для листов разной толщины будет уменьшаться.

Малое различие в удельных потерях $p_{1,0/400}$ и $p_{1,5/400}$ стали Э360 разной толщины (табл. 3-2) объясняется теми же причинами. В холоднокатаной текстурованной

стали толщиной менее 0,08 мм коэрцитивная сила возрастает еще в большей степени и, несмотря на снижение толщины листа, потери при сравнительно малой частоте переменного тока будут возрастать. По данным каталога фирмы Армко (США) можно рассчитать соотношение потерь от гистерезиса и вихревых токов при $B=1$ тл и $f=400$ гц:

Толщина листа, мм	0,1	0,05	0,025
$p_{г.}$, вт/кг	2,9	4,8	8,5
$p_{в.}$, вт/кг	2,6	1,8	1,0
$p_{г.в.}$, вт/кг	5,5	6,6	9,5

Как видно из приведенных данных, при уменьшении толщины листа с 0,10 до 0,025 мм потери от вихревых токов снижаются на 1,6 вт/кг, а потери от гистерезиса возрастают на 5,6 вт/кг. Поэтому применять особо тонкую сталь при сравнительно низкой частоте переменного тока нецелесообразно.

а) Зависимость удельных потерь от частоты переменного тока

В § 2-3 было показано, что при промышленной частоте переменного поля (25—60 гц) возрастание общих потерь с частотой зависит от соотношения потерь от гистерезиса и вихревых токов. Там же было установлено, что потери от вихревых токов с учетом дополнительных потерь возрастают слабее, чем по квадратичной зависимости. Показатель степени n в формуле $p = mf^n$ получается меньше двух.

На рис. 3-1¹ и 3-2 показана зависимость удельных потерь при $B=0,2$ тл от частоты переменного тока для горячекатаной и холоднокатаной сталей [Л. 3-1]. В табл. 3-3 приведены значения удельных потерь для стали Э44

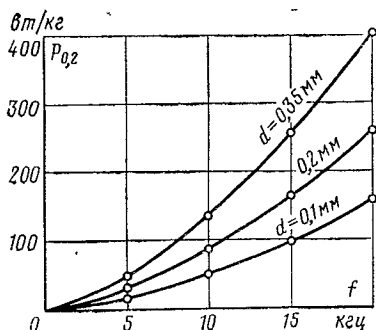


Рис. 3-1. Зависимость удельных потерь стали Э44 с толщиной листа $d=0,1; 0,2$ и $0,35$ мм от частоты переменного поля ($B_m=0,2$ тл).

¹ Рисунки 3-1, 3-3, 3-6, 3-7, 3-12 и табл. 3-3—3-8 приведены по данным А. З. Векслера, В. В. Дружинина и Л. К. Куренных.

Удельные потери стали марки Э44 при частоте переменного тока 0,4—15 кГц ($B=0,5$ тл)

Частота, кГц	Удельные потери, Вт/кг, при толщине листа, мм			$P_{0,35}/P_{0,1}$
	0,35	0,2	0,1	
0,4	4,93	3,41	—	—
0,6	9,00	6,15	5,55	1,62
0,8	13,9	9,34	7,67	1,80
1	19,5	13,0	9,97	2,00
2	57,6	36,8	25,0	2,30
4	173	108	69,0	2,50
6	339	202	127	2,67
8	545	319	201	2,70
10	790	454	283	2,80
12	1 080	613	379	2,86
15	1 587	871	540	2,95

при $B=0,5$ тл и частоте переменного тока 0,4—15 кГц.

В табл. 3-3, кроме того, приведено отношение потерь образцов толщиной 0,35 и 0,1 мм. Как видим, это отношение возрастает с 1,62 при $f=0,6$ кГц до 2,95 при $f=15$ кГц. Такие же закономерности и изменения потерь наблюдаются для холоднокатаной текстурованной стали толщиной 0,35 и 0,1 мм.

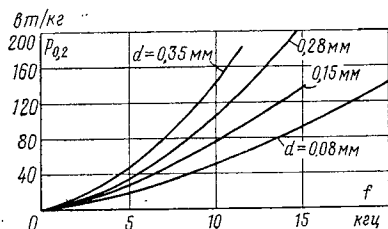


Рис. 3-2. Зависимость удельных потерь холоднокатаной стали Э360 и ($d=0,08$ и $0,15$ мм) и Э330А ($d=0,35$ и $0,28$ мм) от частоты переменного поля ($B_m=0,2$ тл).

Рассмотрим потери в холоднокатаной стали толщиной менее 0,1 мм при $B=0,2$ тл, приведенные в табл. 3-4 по данным фирмы Армко.

В этом случае применение стали толщиной 0,025 мм до частоты 2 кГц является нецелесообразным, а с частоты более 2 кГц потери в стали толщиной 0,025 мм становятся уже меньше, чем для ленты толщиной 0,1 мм.

До сих пор рассматривалось изменение удельных потерь с частотой переменного тока в ленте или листах, имеющих разное соотношение потерь от гистерезиса и вихревых токов из-за различной толщины листа. Однако

Удельные потери холоднокатаной текстурованной стали при частоте переменного поля 0,4—10 кГц

Частота, кГц	Удельные потери, вт/кг , в стали при толщине листа, мм			$P_{0,1}/P_{0,025}$
	0,1	0,05	0,025	
0,4	0,29	0,31	0,40	0,72
1	1,05	0,91	1,12	0,94
2	3,35	2,7	2,7	1,22
5	15,7	9,50	8,0	1,97
10	—	27,0	19,0	—

разное соотношение составляющих потерь имеется в сталях одной толщины. В § 2-5 было показано, что при изменении величины зерна можно получить снижение потерь от гистерезиса и возрастание потерь от вихревых токов при равном значении общих потерь. В [Л. 3-1] было показано, что в образцах с мелкозернистой структурой и малыми дополнительными потерями возрастание удельных потерь с частотой переменного тока происходит более медленно, чем в образцах с крупнозернистой структурой и большими дополнительными потерями. В результате этого в образцах с мелкозернистой структурой потери при низкой частоте переменного тока могут быть больше, а при повышенной частоте — меньше, чем в образцах с крупнозернистой структурой.

Подобное исследование имеется в [Л. 3-2], где было показано, что за счет изменения величины зерна в стали Э44 с толщиной листа 0,2 мм при 4,8 кГц можно получить значительное различие в удельных потерях (до 25%).

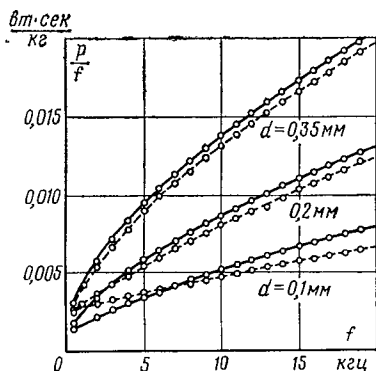


Рис. 3-3. Зависимость удельных потерь за цикл в стали Э44 с различной величиной зерна от частоты переменного поля ($B_M = 0,2$ тл).

— количество зерен на 1 мм^2 площади шлифа 10—20; — — — количество зерен на 1 мм^2 площади шлифа 100—200.

На рис. 3-3 показана зависимость удельных потерь стали Э44 за один цикл переменного поля. Из рис. 3-3 следует, что положение точки пересечения кривых p/f для образцов с мелкозернистой и крупнозернистой структурой связано с толщиной листа. Так, для стали Э44 с толщиной листа 0,35 мм указанные кривые пересекаются при 1 кгц, с толщиной листа 0,2 мм при $f=3$ кгц и 0,1 мм примерно при 7 кгц. Наибольшее сни-

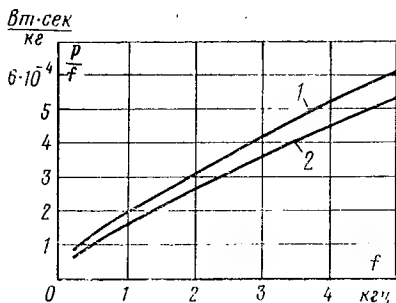


Рис. 3-4. Зависимость удельных потерь за один цикл в холоднокатаной стали различных марок с толщиной листа 0,35 мм от частоты переменного поля ($B_m=0,05$ тл).

1 — VC-13 ($p_{1,5/50}=1,28$ вт/кг);
2 — VC-9 ($p_{1,5/50}=0,9$ вт/кг).

жение потерь при $f=10$ кгц за счет изменения структуры составляет в листах толщиной 0,1 мм до 20%, в листах 0,2—0,35 мм до 10%. Обращает на себя внимание то, что зависимость p/f от f для всего исследованного диапазона частот 0,4—20 кгц является криволинейной. Аналогичная зависимость наблюдалась и в [Л. 3-3].

В холоднокатаной текстурованной стали снижение удельных потерь при частоте переменного поля 50 гц происходит одновременно за счет уменьшения потерь от гистерезиса и от вихревых токов (§ 2-3). С повышением частоты сталь, обладающая меньшими потерями при $f=50$ гц, будет иметь меньшие потери и при любой другой частоте. Пересечения кривых p/f , имеющего место для горячекатаной стали, в этом случае нет (рис. 3-4).

Приведем расчеты показателя n в формуле

$$p = m f^n. \quad (3-1)$$

Определение n и m лучше всего осуществить по уравнению

$$\lg p = \lg m + n \lg f, \quad (3-2)$$

где $\lg m$ — отрезок на оси $\lg p$; n — тангенс угла наклона касательной к линии $\lg p - \lg f$; f — частота переменного тока, гц; p — удельные потери, вт/кг.

Строя касательные для разных значений $\lg f$, можно получать изменение показателей n и m в зависимости от частоты переменного поля. В табл. 3-5 для сталей некоторых марок значения n и m показаны при разных частотах переменного тока ($B_m=0,2$ тл).

Таблица 3-5

Значения n и m и для электротехнической стали некоторых марок

Марка стали	Толщина листа, мм	Показатель	Частота переменного поля, гц							
			400	800	1 000	2 000	5 000	10 000	15 000	20 000
Э44	0,1	n	1,17	1,32	1,33	1,35	1,40	1,60	1,62	1,62
		$10^5 m$	44,5	17,3	16,0	13,6	9,3	2,14	1,79	1,79
Э44	0,2	n	1,39	1,49	1,49	1,57	1,57	1,60	1,60	1,60
		$10^5 m$	14,8	7,73	7,73	4,48	4,48	3,44	3,44	3,44
Э44	0,35	n	1,47	1,56	1,56	1,56	1,56	1,56	1,56	1,56
		$10^5 m$	14,1	7,79	7,79	7,79	7,79	7,79	7,79	7,79
Э360	0,08	n	1,24	1,37	1,37	1,56	1,60	1,60	1,60	1,60
		$10^5 m$	2,33	1,00	1,00	0,27	0,18	0,18	0,18	0,18
Э330А	0,35	n	1,65	1,65	1,65	1,67	1,67	1,67	1,67	1,67
		$10^5 m$	3,51	3,51	3,51	3,51	2,98	2,98	2,98	2,98

Из этих данных следует, что до некоторой частоты переменного поля показатель n возрастает, а m убывает. Частота, начиная с которой показатели n и m не изменяются, зависит от толщины листа и марки стали. Для стали Э44 с толщиной листа 0,1 мм показатель степени возрастает до $f=15$ кгц, а в стали той же марки, но с толщиной листа 0,35 мм уже с $f=0,8$ кгц показатели n и m остаются неизменными. Такие же закономерности справедливы и для холоднокатаной текстурованной стали.

Обращает на себя внимание, то что при высокой частоте переменного тока показатель степени n для сталей разных марок и толщин является почти одинаковым ($n=1,50 \div 1,65$), однако коэффициент m существенно разный. В [Л. 3-4] значение показателя n было получено больше двух, что физически нельзя признать оправданным.

Рассмотренные в табл. 3-5 показатели n и m относятся к величине магнитной индукции $B=0,2$ тл. Проведенные расчеты показателя n при индукции $B=0,5$ тл для стали Э44 дали величины, близкие к приведенным в табл. 3-5, только коэффициент m оказался существенно больше.

б) Зависимость удельных потерь от амплитуды магнитной индукции

Зависимость удельных потерь стали Э44 от амплитуды магнитной индукции согласно [Л. 2-7, 3-1] представлена на рис. 3-5—3-7. В табл. 3-6 дано сравнение удель-

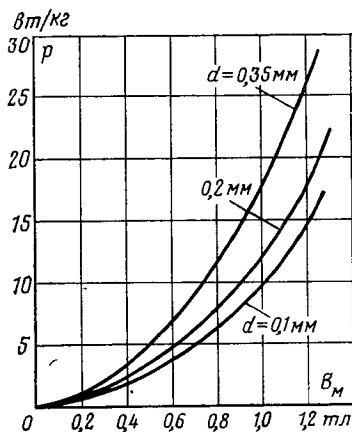


Рис. 3-5. Зависимость удельных потерь стали Э44 с различной толщиной листа при $f=400$ гц от амплитуды магнитной индукции.

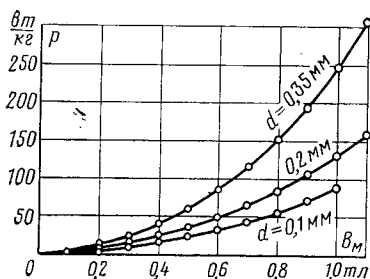


Рис. 3-6. Зависимость удельных потерь стали Э44 с различной толщиной листа при $f=2000$ гц от амплитуды магнитной индукции.

ных потерь при разных амплитудах магнитной индукции и частоте переменного поля 2, 10 и 20 кгц.

Из табл. 3-6 следует, что при изменении магнитной индукции с 0,1 до 0,5 тл удельные потери возрастают не по квадратичному закону, а несколько медленнее.

Значения показателей α и η из формулы Маренина — Штейнметца $p = \eta B^\alpha$ приведены в табл. 3-7.

Из табл. 3-7 следует, что с повышением амплитуды магнитной индукции показатель степени α возрастает и в некоторых случаях становится больше двух, а η с повышением частоты переменного поля изменяется мало.

Таблица 3-6

Удельные потери в стали Э44 при различных частотах переменного тока и амплитудах магнитной индукции

Амплитуда индукции, тл	Толщина листа, мм								
	0,1			0,2			0,35		
	Удельные потери, вт/кг, при частоте поля, кГц								
	2	10	20	2	10	20	2	10	20
0,1	1,06	13,4	41,6	1,84	25,1	74,3	3,21	41,0	118
0,2	4,2	50,7	157	6,74	86,8	259	11,3	136	400
0,3	9,2	107	335	14,1	178	526	23,1	283	860
0,4	15,7	180	554	23,6	297	892	38,7	498	1550
0,5	23,5	276	845	35,2	450	—	59,0	793	—

Зависимость удельных потерь от амплитуды магнитной индукции для стали Э360 с толщиной ленты 0,15 мм при разных частотах переменного тока представлена на рис. 3-8 и 3-9 (по данным А. А. Ройтмана). В этом случае возрастание удельных потерь с амплитудой индукции

Таблица 3-7

Значения показателей α и η для стали Э44

Частота, кГц	Амплитуда магнитной индукции, тл	Толщина листа, мм					
		0,35		0,20		0,1	
		α	η	α	η	α	η
0,4	0,1	1,79	16,8	1,76	11,0	1,81	7,33
	0,3	1,80	17,0	1,80	11,7	1,92	9,33
	0,6	1,83	17,8	1,86	12,3	1,94	9,77
	0,9	1,84	17,8	1,91	12,4	1,95	9,77
	1,2	1,96	17,8	1,98	25,0	2,05	9,77
2	0,1	1,81	209	1,71	105	1,88	87
	0,3	1,81	209	1,74	112	1,88	87
	0,6	1,81	209	1,88	127	1,88	87
	0,9	2,18	240	1,90	128	1,99	89
10	0,1	1,75	2 290	1,66	1 230	—	—
	0,3	1,85	2 690	1,71	1 380	1,88	1 096
	0,5	1,98	3 160	1,90	1 698	1,74	912
20	0,1	1,76	6 760	1,67	3 802	—	—
	0,3	1,87	8 130	1,75	4 365	1,87	3 236
	0,5	2,04	11 220	—	—	1,74	2 754

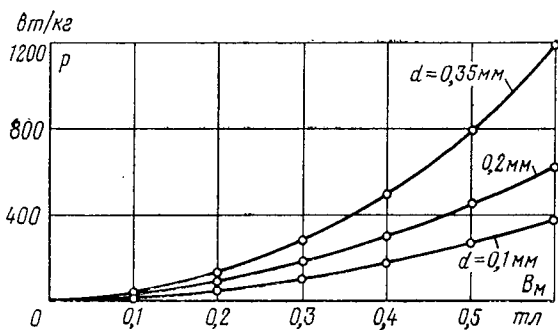


Рис. 3-7. Зависимость удельных потерь стали Э44 с различной толщиной листа при $f = 10,000 \text{ Гц}$ от амплитуды магнитной индукции.

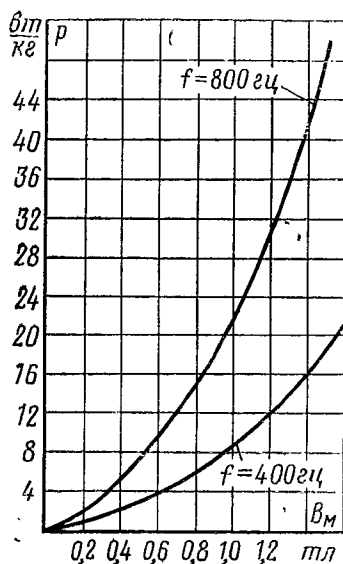


Рис. 3-8. Зависимость удельных потерь стали Э360 с толщиной листа 0,15 мм при различных частотах от амплитуды магнитной индукции.

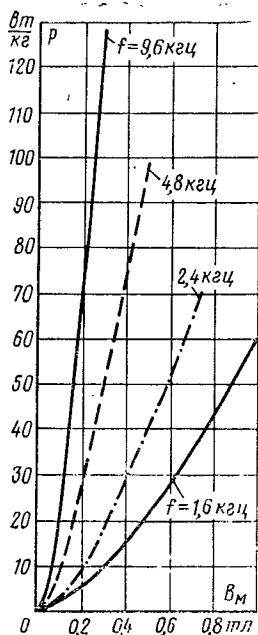


Рис. 3-9. Зависимость удельных потерь стали Э360 при различных частотах с толщиной листа 0,15 мм от амплитуды магнитной индукции.

происходит также медленнее, чем по квадратичной зависимости.

Значения удельных потерь при разных амплитудах магнитной индукции для холоднокатаной текстурованной ленты толщиной 0,1 мм по данным фирмы Армо представлены в табл. 3-8.

Таблица 3-8

Удельные потери в холоднокатаной текстурованной стали по данным фирмы Армо

Амплитуда магнитной индукции, тл	Удельные потери, вт/кг, при частоте, кГц				
	0,4	1	2	5	10
0,01	0,00083	0,0032	0,0098	0,045	0,142
0,05	0,022	0,074	0,24	1,00	3,38 ¹
0,10	0,080	0,310	0,90	3,95	13,50 ²
0,20	0,31	1,10	3,38	15,3	—
0,40	1,11	4,10	12,8	—	—
0,60	2,56	8,50	26,0	—	—
0,80	3,83	14,6	—	—	—
1,00	5,60	22,5	—	—	—

Показатель степени α для холоднокатаной ленты также несколько меньше двух.

3-2. КРИВЫЕ НАМАГНИЧИВАНИЯ

По существующим стандартам на электротехническую сталь марок Э44 и Э360 значения магнитной индукции гарантируются в постоянном поле. Такие кривые намагничивания для сталей Э44 представлены на рис. 3-10. Снижение магнитной проницаемости в средних

Таблица 3-9

Действующие значения напряженности поля для стали Э44 при разных частотах переменного поля и амплитудах магнитной индукции

Амплитуда, магнитной ин- дукции, тл	Толщина листа, мм								
	0,1			0,2			0,35		
	Действующее значение напряженности поля, а/м, при частоте, кГц								
	2	10	20	2	10	20	2	10	20
0,1	20	31	42	22	52	76	31	74	103
0,2	30	54	75	37	88	126	52	119	170
0,3	40	72	102	51	118	172	69	162	241
0,4	49	89	125	62	148	216	86	212	330
0,5	58	106	148	73	176	266	103	270	—

магнитных полях для листов толщиной 0,35 мм объясняется тем, что эта сталь отжигается при более низкой температуре ($t \approx 800^\circ\text{C}$), чем сталь с толщиной листа 0,1 и 0,2 мм (1100°C).

Наиболее важной характеристикой намагничивания при повышенных частотах переменного поля являются

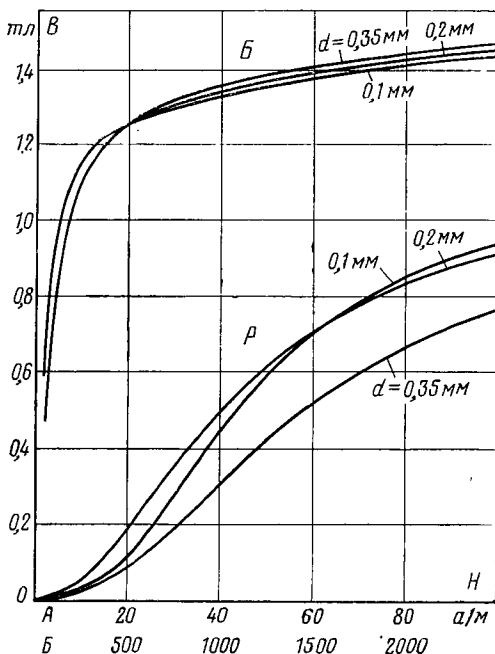


Рис. 3-10. Кривые намагничивания стали Э44 с различной толщиной листа, полученные в постоянном поле.

кривые зависимости $B_m = \varphi(H_{\text{действ}})$. На рис. 3-11 и 3-12 представлены кривые намагничивания стали Э44 при $f=0,4$ и 10 кГц, а в табл. 3-9 приведены действующие значения напряженности поля при $f=2, 10$ и 20 кГц.

Из табл. 3-9 следует, что с повышением частоты переменного тока от 2,0 до 20 кГц намагничивающий ток возрастает в 2—2,5 раза для стали толщиной 0,1 мм и в 3—4 раза для листов 0,35 мм. В стали Э360 также наблюдается сильное возрастание действующего значения напряженности поля при возрастании частоты переменного тока.

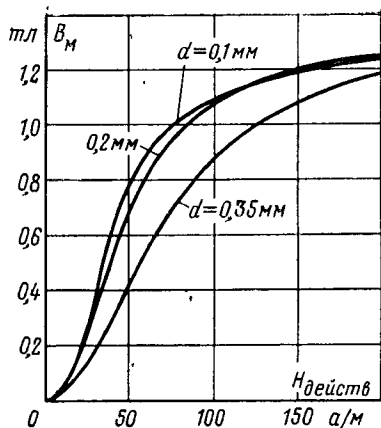


Рис. 3-11. Кривые намагничивания стали Э44 с различной толщиной листа, полученные в переменном поле ($f=400$ гц).

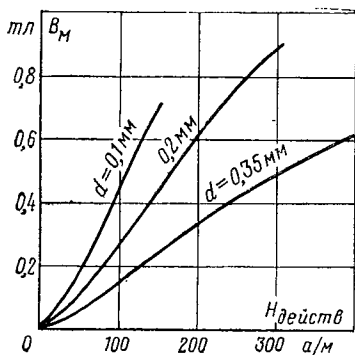


Рис. 3-12. Кривые намагничивания стали Э44 с различной толщиной листа, полученные в переменном поле ($f=10$ кГц).

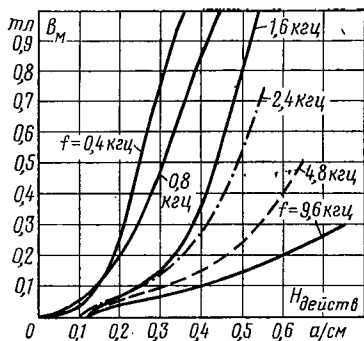


Рис. 3-13. Кривые намагничивания стали Э360 с толщиной листа 0,08 мм в переменном магнитном поле при различных частотах.

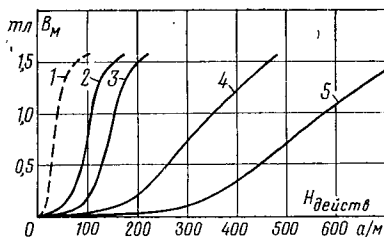


Рис. 3-14. Кривые намагничивания стали Э360 с толщиной листа 0,08 мм ($f=400$ гц) при подмагничивании постоянным полем.

1 — $H=0$; 2 — $H=40$ а/м; 3 — $H=80$ а/м;
4 — $H=200$ а/м; 5 — $H=400$ а/м.

На рис. 3-13 приведены по данным А. А. Ройтмана кривые намагничивания стали Э360 при разных частотах, показывающие существенное возрастание действующего

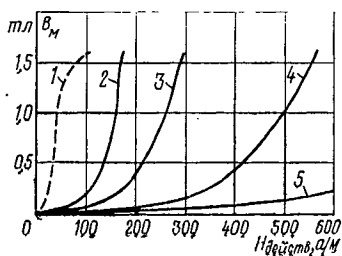


Рис. 3-15. Кривые намагничивания стали Э360 с толщиной листа 0,15 мм ($f=400$ гц) при подмагничивании постоянным полем.

1 — $H=0$; 2 — $H=40$ а/м; 3 — $H=80$ а/м; 4 — $H=200$ а/м; 5 — $H=400$ а/м.

щего значения напряженности поля с увеличением частоты переменного тока.

На рис. 3-14 и 3-15 по данным того же автора приведены кривые намагничивания стали в переменном поле в условиях подмагничивания постоянным полем.

Глава четвертая

МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В СЛАБЫХ И СРЕДНИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

4-1. ЗАВИСИМОСТЬ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛИ ОТ УСЛОВИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ

Магнитная проницаемость в слабых и средних магнитных полях в большей степени является структурно-чувствительной характеристикой, чем проницаемость в сильных магнитных полях. О влиянии чистоты металла на начальную проницаемость можно судить по результатам исследования на монокристалльных рамках [Л. 4-1], полученных путем расплавления железокремнистого сплава ($Si=3,0\%$) в атмосфере чистого водорода. Начальная проницаемость вдоль оси легкого намагничивания в рамочных образцах Вильямса составляла 6 000, максимальная — 62 400, тогда как в монокристаллах технического железокремнистого сплава она значительно меньше. При выплавке трансформаторной стали в вакууме начальная проницаемость по данным [Л. 4-2] достигала 4 000.

Рассмотрим влияние условий отжига горячекатаной трансформаторной стали на магнитную проницаемость в слабых и средних магнитных полях. В [Л. 4-3], а также [Л. 4-4] показано, что при повышении температуры отжига в водороде и в вакууме с 800 до 1 350 °С начальная проницаемость возрастает с 400 до 2 000. При исследовании влияния рафинирующей и нейтральной среды установлено [Л. 4-5], что при температуре отжига до 1 100 °С повышение начальной магнитной проницаемости происходит в основном за счет роста зерен и коагуляции включений. При дальнейшем повышении температуры рост проницаемости обуславливается рафинирующим действием среды отжига.

По данным [Л. 4-6] начальная магнитная проницаемость стали Э46 после отжига в водороде возрастает до 1 800:

$t, ^\circ\text{C}$	950	1 050	1 150	1 250	1 350
μ_H	500	520	500	980	1 800

В [Л. 4-7] показано, что наибольшее значение магнитной проницаемости в средних полях получается при температуре отжига 1 250 °С:

$t_{\text{отж}}, ^\circ\text{C}$	950	1 050	1 150	1 250	1 350
$\mu_{H=50 \text{ а/м}}$	6 000	6 400	11 000	11 500	10 000

В холоднокатаной текстурованной стали повышение магнитной проницаемости связано не только с чистотой металла, но и с совершенством кристаллической текстуры. В [Л. 4-8] показано влияние условий высокотемпературного отжига на начальную магнитную проницаемость холоднокатаной текстурованной стали. При отжиге стали в полупромышленной водородной печи при $t = 1 100^\circ\text{C}$ в течение 50 ч была получена сталь с начальной проницаемостью $\mu_H = 2 500$.

Положительное влияние вакуумного отжига на начальную проницаемость описывается в [Л. 4-9]. Если при отжиге стали Э360 в атмосфере азотоводородной смеси при $t = 1 150^\circ\text{C}$ $\mu_H = 700$, то при дополнительном отжиге в вакууме при $1 150^\circ\text{C}$ $\mu_H = 2 700$. Последующий отжиг в газовой среде вновь резко снижает начальную магнитную проницаемость. В [Л. 4-9] установлено, что с уменьшением остаточного давления с 10^{-3} до 10^{-5} мм рт. ст. значение μ_H увеличивается, а снижение

**Магнитная проницаемость холоднокатаной
текстурованной стали**

Марка стали	B_{2500} , тл	Магнитная проницаемость при напряженности поля, а/м			$\mu_{\text{макс}}$
		0,4	0,8	4	
VC-12	1,89	5 000	7 500	29 000	60 000
VC-11	1,92	6 200	8 500	34 000	67 000
VC-10	1,93	7 000	10 500	37 000	73 000
C-9	1,97	12 500	16 000	50 000	80 000

толщины листа с 0,20 до 0,05 мм сказывается отрицательно на начальной проницаемости.

В [Л. 4-10] нагрев холоднокатаной ленты проводился в глубоком вакууме путем пропускания через нее тока, при этом проходила интенсивная очистка стали от вредных примесей. Начальная магнитная проницаемость при таких обработках составляла 2 500—5 000.

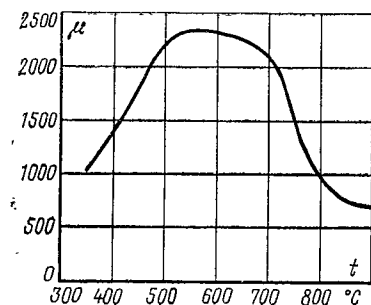


Рис. 4-1. Зависимость магнитной проницаемости кремнистой стали ($\text{Si}=3\%$) при $B=0,5 \cdot 10^{-4}$ тл от температуры отжига в окислительной среде в течение 20—40 ч.

По данным [Л. 1-62] магнитная проницаемость в слабых и средних магнитных полях находится в тесной связи со степенью совершенства текстуры стали. В табл. 4-1 для стали четырех японских марок приведены значения магнитной про-

оницаемости. За характеристику степени совершенства текстуры принято значение B_{2500} .

Из табл. 4-1 нельзя точно определить начальную магнитную проницаемость, но для стали с наиболее совершенной кристаллической текстурой ($B_{2500}=1,97$ тл) она должна быть более 5 000.

Большое влияние на магнитную проницаемость в слабых полях оказывают условия проведения повторного отжига. Применяя длительный (20—40 ч) отжиг в окислительной среде при $t=500 \div 600$ °C, можно до-

биться значительного повышения проницаемости в слабых полях [Л. 4-11] (рис. 4-1). Применение низкотемпературного окислительного отжига стали Э45, Э46, Э330 согласно [Л. 4-12, 4-13] также приводит к значительному повышению магнитной проницаемости в слабых полях (табл. 4-2).

Таблица 4-2

**Магнитная индукция электротехнической стали
при напряженности поля $H=0,2$ а/м после
длительного низкотемпературного окислительного отжига**

Режим отжига	Магнитная индукция $B_{0,2}$, 10^{-4} тл, в сталях марок		
	Э45	Э46	Э330
После нарезки	1,24	1,5	1,8
750 °С, 2 ч	1,3	1,6	3,0
600 °С, 20 ч	2,2	2,8	6,0
600 °С, 40 ч	—	—	8,0

Повышение магнитной проницаемости в слабых магнитных полях при длительных низкотемпературных отжигах получается не только в окислительной среде, но и во влажном водороде с точкой росы +20 °С [Л. 4-13].

4-2. ВРЕМЕННОЙ СПАД И АНИЗОТРОПИЯ МАГНИТНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ

а) Временной спад магнитной проницаемости

Если образцы электротехнической стали, как и другие ферромагнетики, подвергнуть размагничиванию постоянным или переменным полем, то магнитная проницаемость с течением времени после размагничивания убывает. Это явление называется временным спадом проницаемости и относится к более общему явлению в ферромагнетиках — к магнитной вязкости.

Временной спад проницаемости наиболее сильно проявляется в области слабых магнитных полей, где имеют место процессы смещения доменных границ. При смещении границ из-за явления магнитострикции возникают внутренние напряжения, равновесное распределение ко-

торых в силу механического последействия наступает через некоторый промежуток времени.

Как показано в [Л. 4-14], в материалах со значительными напряжениями происходит диффузия примесей, которая в свою очередь приводит к изменению магнитных свойств стали.

В [Л. 4-15] была разработана теория временного спада проницаемости, связанная с явлением магнитного последействия. На основании этой теории изменение магнитной проницаемости со временем должно подчиняться закону

$$\frac{\mu - \mu_0}{\mu} = Ce^{t/T}, \quad (4-1)$$

где μ_0 — значение проницаемости после завершения временного спада; μ — значение проницаемости в момент времени t ; T — постоянная времени релаксации.

В [Л. 4-16] была предложена общая теория магнитной вязкости, в которой временной спад проницаемости связывался не только со структурным изменением решетки, но и с перераспределением электронов на $3d$ и $4s$ оболочках. Эти два механизма временного спада получили название ионного и электронного.

В [Л. 4-17, 4-18] магнитное последействие связывается со стабилизацией границ доменов из-за анизотроп-

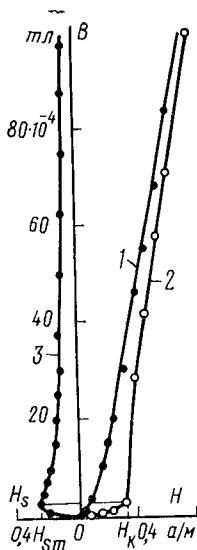


Рис. 4-2. Кривые намагничивания и поля стабилизации H_s кремнистой стали ($Si=3\%$) при температуре $28^\circ C$.

1 — нерелаксированная; 2 — релаксированная; 3 — кривая поля стабилизации H_s . Монокристаллический образец с ориентировкой $(110) [001]$.

ного направленного упорядочения атомов внедрения.

По данным [Л. 4-19] на рис. 4-2 показаны кривые намагничивания и поля стабилизации H_s сплава $Fe-3\% Si$. Под полем стабилизации понимается разность намагничивающего поля при одной и той же магнитной индукции релаксированной и нерелаксированной кривых намагничивания. Из этого рисунка видно, что на кривой зави-

симости поля стабилизации от индукции имеется максимум.

Рассмотрим временной спад проницаемости в электротехнической стали основных марок и зависимость его от некоторых структурных факторов и условий испытания. Наибольшее изменение индукции после размагничи-

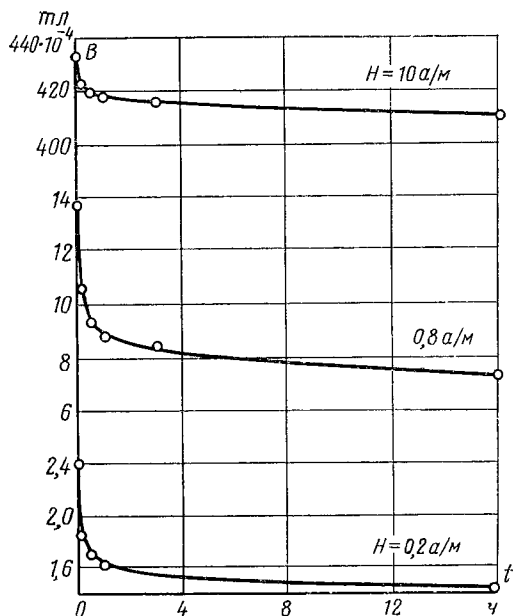


Рис. 4-3. Изменение магнитной индукции при $H=0,2$; $0,8$ и 10 а/м со временем в слабых и средних полях после размагничивания для образцов стали Э46 и Э48.

вания образцов происходит в первый период времени (20—30 мин), а завершение спада проницаемости наступает через 20—30 ч (рис. 4-3). Уже из этого рисунка можно установить, что при 10 а/см временной спад значительно меньше, чем при поле $0,2$ — $0,8 \text{ а/см}$.

На рис. 4-4 приведен временной спад проницаемости стали Э43 после различных обработок. Для образца № 3 после отжига при $t=1350^\circ\text{C}$, когда произошло значительное рафинирование стали от примесей, временной спад резко снижен. Значительное снижение временного

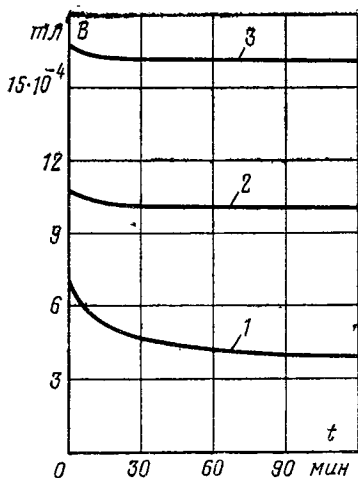


Рис. 4-4. Изменение магнитной индукции при $H=0,8$ а/м со временем.

1 — сталь Э43 после отжига при $T=1100^\circ\text{C}$; 2 — сталь Э43 после повторного отжига в окислительной среде при $T=600^\circ\text{C}$ в течение 30 ч; 3 — сталь Э43 после отжига в водороде при $T=1350^\circ\text{C}$.

Марка стали	Э41	Э42	Э43
$(B_0 - B_1)/B_1, \%$	16	26	50

В холоднокатаной текстурованной стали, имеющей крупнозернистую структуру и малое количество примесей (сталь М-6), магнитные индукции в слабых полях, измеренные спустя 10 мин (B_1) и 24 ч (B_2) после размагничивания, значительно отличаются между собой:

$H, \text{ а/м}$	0,2	0,4	1,0	1,6	10
$B_1, \text{ тл}$	0,0004	0,0025	0,0105	0,0220	0,910
$B_2, \text{ тл}$	0,0002	0,0012	0,0098	0,0219	0,910

При всех вышеописанных опытах по исследованию временного спада проницаемости магнитное поле включалось только на время определения магнитной индукции. В промежутке между моментом размагничивания образца и моментом измерения магнитного поля, при котором производится измерение индукции, последнее было выключено. Если выдержку образца производить при включенном поле, то временной спад получается за-

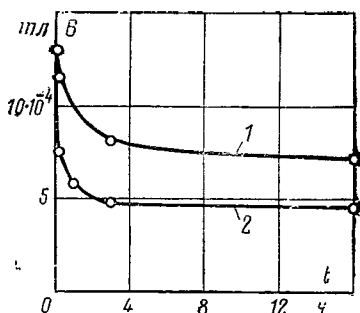
спада наступает и после длительного окислительного отжига (кривая 2).

Следует отметить, что в образцах с мелкозернистой структурой и имеющих большое количество включений временной спад магнитной проницаемости значительно меньше, чем в крупнозернистой стали. При сравнении образцов трансформаторной стали марок Э41, Э42 и Э43, отличающихся в основном величиной зерна, оказалось, что наибольший спад проницаемости имеется у крупнозернистой стали Э43 (B_0 — магнитная индукция после размагничивания, B_1 — спустя 10 мин):

метно меньше [Л. 3-1]. Это показано на рис. 4-5. Если же включение поля при выдержке производить не сразу после размагничивания, а спустя некоторое время, то магнитная индукция после выдержки при включенном

Рис. 4-5. Влияние магнитного поля при выдержке образца на временной спад проницаемости в стали Э46 ($H=0,8$ а/м).

1 — с полем; 2 — без поля.



поле даже будет возрастать (кривые 3 и 4, рис 4-6). Приведенные данные на рис. 4-5 и 4-6 относятся к случаю, когда намагничивание производилось в постоянном

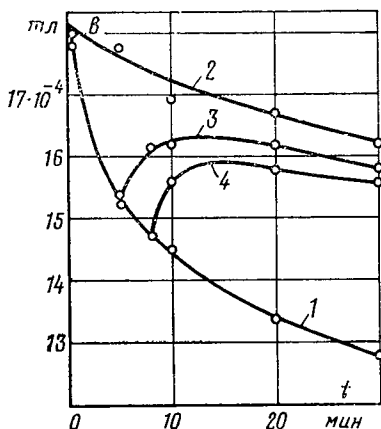


Рис. 4-6. Временной спад индукции образца горячекатаной трансформаторной стали при $H=0,8$ а/м.

1 — магнитное поле при выдержке отсутствовало; 2 — выдержка после размагничивания проводилась при включенном поле; 3, 4 — магнитное поле при выдержке было включено не сразу после размагничивания.

магнитном поле. В [Л. 4-19] показано, что такое же явление имеет место и при намагничивании в переменном магнитном поле ($f=75$ гц).

б) Анизотропия магнитной проницаемости

В холоднокатаной текстурованной стали анизотропия магнитной индукции в слабых и сильных магнитных полях выражена значительно сильнее, чем в средних и

сильных. По данным [Л. 2-4] при измерении магнитной индукции на эшштейновских полосках, вырезанных под разными углами к направлению прокатки, ее значения будут зависеть от способа укладки полос в намагничивающие катушки (рис. 2-9).

На рис. 4-7 и 4-8 показана анизотропия магнитной индукции при двух способах укладки полос в намагничивающие катушки. Для углов $\varphi = 60 \div 90^\circ$ значения маг-

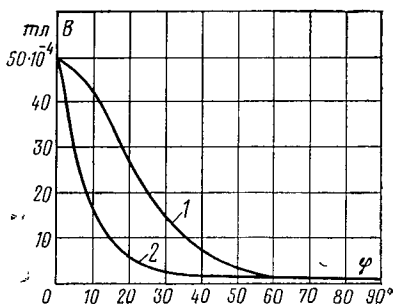


Рис. 4-7. Анизотропия магнитной индукции при $H=0,6$ а/м холоднокатаной текстурованной стали при двух способах укладки полос в намагничивающие катушки.

1 — по способу рис. 2-9,б; 2 — по способу рис. 2-9,а.

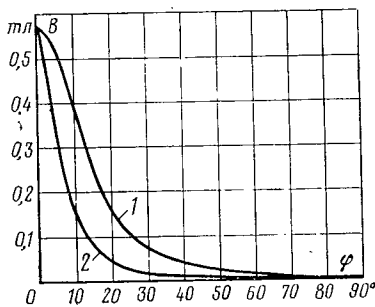


Рис. 4-8. Анизотропия магнитной индукции при $H=10$ а/м холоднокатаной текстурованной стали при двух способах укладки полос в намагничивающие катушки.

1 — по способу рис. 2-9,б; 2 — по способу рис. 2-9,а.

нитной индукции получаются одинаковыми при двух способах укладки полос, а при меньших углах φ при согласованном расположении полос в пакете (рис. 2-9,а) магнитная индукция получается заметно меньше, чем при несогласованном (рис. 2-9,б). Магнитная индукция при $\varphi = 90^\circ$ получается меньше, чем вдоль прокатки,

Таблица 4-3

Анизотропия магнитной индукции горячекатаной стали марок Э46 и Э48

Марка стали	Толщина листа, мм	Напряженность магнитного поля, а/м	$\frac{B_0 - B_{90^\circ}}{B_{cp}}$, %
Э46	0,35	0,2	15
Э46	0,20	0,2	22
Э48	0,35	10	46
Э48	0,20	10	38

в 50 раз при $H=0,6$ а/м и в 160 раз при $H=10$ а/м. В горячекатаной стали марок Э46 и Э48 анизотропия магнитной индукции в полях с напряженностью $H=10$, а/м выражена сильнее, чем в слабых полях (табл. 4-3).

4-3. МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ В ПЕРЕМЕННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Так как эта группа электротехнических сталей применяется в переменных магнитных полях повышенной и высокой частоты, то для нее прежде всего должно быть известно изменение магнитной проницаемости с частотой переменного поля. По данным [Л. 1-62] в табл. 4-4 приведены значения магнитной проницаемости холоднокатаной текстурованной стали толщиной листа 0,30 мм в переменном поле до 10 кГц.

Таблица 4-4

**Магнитная проницаемость холоднокатаной
стали с толщиной листа 0,30 мм**

Амплитуда магнитной индукции, тл	Магнитная проницаемость при частоте, кГц						
	0,06	0,4	1	2	5	7	10
0,005	7 000	5 800	4 400	3 300	2 000	1 650	1 300
0,1	19 000	12 400	9 500	7 200	4 600	3 800	3 000
0,4	40 000	28 000	21 000	16 000	—	—	—
0,7	68 000	48 000	36 000	—	—	—	—

Как следует из табл. 4-4, магнитная проницаемость заметно снижается с повышением частоты переменного поля. Для изготовления магнитопроводов, применяемых при более высокой частоте переменного поля, идут по линии использования стали уменьшенной толщины. По данным фирмы Армко в табл. 4-5 приведены значения

Таблица 4-5

Магнитная проницаемость трансформаторной стали

Толщина ленты, мм	Магнитная проницаемость при частоте, кГц						
	0,06	1	5	10	20	40	100
0,025	1 650	1 650	1 630	1 600	1 580	1 550	1 300
0,050	2 400	2 360	2 300	2 180	1 950	1 600	1 100
0,10	3 100	3 000	2 700	2 400	1 800	1 250	680

проницаемости для текстурованной трансформаторной стали с толщиной ленты 0,025—0,10 мм.

Из табл. 4-5 следует, что для ленты толщиной 0,1 мм ($B_m=0,005$ тл) проницаемость при $f<10$ кГц является наибольшей по отношению к ленте 0,025—0,050 мм, а при $f>40$ кГц — наименьшей.

В горячекатаной трансформаторной стали Э48 с толщиной листа 0,35 мм снижение магнитной проницаемости с частотой переменного поля более значительно, чем для листов толщиной 0,2 мм (табл. 4-6).

Таблица 4-6

Магнитная проницаемость стали Э48

Магнитная индукция, тл	Магнитная проницаемость в листах разной толщины при разных частотах			
	$d=0,35$ мм		$d=0,20$ мм	
	$f=100$ гц	$f=1\ 000$ гц	$f=100$ гц	$f=1\ 000$ гц
0,01	1 900	1 100	2 300	1 900
0,05	3 200	1 200	3 700	2 600
0,10	3 700	1 400	4 600	3 000
0,40	5 600	1 700	7 200	3 600

Снижение магнитной проницаемости с возрастанием частоты переменного поля зависит не только от толщины листа, но и от дополнительных потерь в стали (табл. 4-7).

Таблица 4-7

Зависимость магнитной проницаемости горячекатаной кремнистой стали толщиной 0,35 мм от дополнительных потерь

№ образца	Дополнительные потери, %	Магнитная проницаемость при $B=0,07$ тл и частоте, кГц				
		0,4	0,7	1	4,3	10
1	2	1 500	1 450	1 350	900	400
2	30	2 100	1 550	1 100	600	250

Данные табл. 4-7 говорят о том, что применение крупнозернистой трансформаторной стали в слабых полях при высокой частоте переменного поля нецелесообразно.

Напряженность поля и магнитная индукция для стали Э46

Магнитная индукция, тл	Напряженность поля, а/м, в стали разной толщины при разной частоте			
	$d=0,2$ мм		$d=0,35$ мм	
	$f=400$ гц	$f=1\ 000$ гц	$f=400$ гц	$f=1\ 000$ гц
0,0003	0,26	0,26	0,26	0,26
0,0005	0,40	0,41	0,39	0,41
0,0010	0,64	0,65	0,65	0,67
0,0015	0,81	0,84	0,87	0,92
0,0030	1,23	1,33	1,40	1,52
0,0050	1,71	1,79	2,10	2,26
0,0100	2,95	3,06	3,80	4,08

Для холоднокатаной текстурованной стали улучшение магнитных характеристик при 50 гц сопровождается снижением дополнительных потерь (§ 2-4). Поэтому холоднокатаная сталь данной толщины, обладающая повышенной проницаемостью при малой частоте, будет обладать ею и при более высокой частоте переменного поля.

В табл. 4-8 приведены по [Л. 1-62] действующие значения напряженности поля для стали Э46 в слабых полях при частоте переменного поля 400 и 1 000 гц.

Из данных табл. 4-8 следует, что увеличение действующего поля при изменении частоты переменного тока от 400 до 1 000 гц в стали толщиной 0,35 мм происходит в большей степени, чем при толщине 0,2 мм. На рис. 4-9 показаны кривые намагничивания в переменном поле стали Э48 при $f=400$ и $f=1\ 000$ гц, в которых имеются такие же закономерности в изменении действующего значения поля, как и в табл. 4-8.

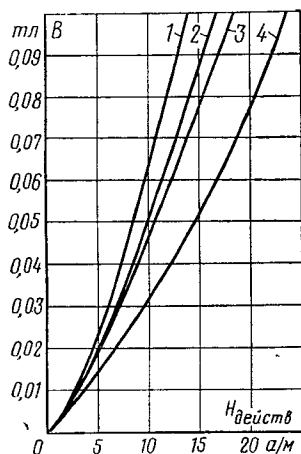


Рис. 4-9. Кривые намагничивания стали Э48 при разной частоте поля.

1 — $d=0,2$ мм, $f=400$ гц; 2 — $d=0,35$ мм, $f=400$ гц; 3 — $d=0,2$ мм, $f=1\ 000$ гц; 4 — $d=0,35$ мм, $f=1\ 000$ гц.

Изменение максимальной проницаемости в холодно-катаной текстурованной стали марки Э360 в зависимости от частоты переменного поля по данным [Л. 4-20] приведено в табл. 4-9.

Таблица 4-9

Максимальная проницаемость стали марки Э360 при разной частоте переменного тока

Толщина ленты, мм	Максимальная проницаемость при частоте, кГц			
	0	0,4	1	2,4
0,05	44 000	26 000	18 000	14 000
0,15	42 000	20 000	12 000	6 000

Как видно из табл. 4-9, для ленты толщиной 0,05 мм максимальная проницаемость при $f=2,4$ кГц снижается в 3 раза, тогда как для ленты толщиной 0,15 мм — в 7 раз.

Глава пятая

СТАРЕНИЕ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ И ИЗМЕНЕНИЕ ЕЕ ХАРАКТЕРИСТИК С ТЕМПЕРАТУРОЙ

5-1. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ УДЕЛЬНЫХ ПОТЕРЬ И МАГНИТНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ

В процессе эксплуатации сердечников вследствие потерь при перемагничивании и выделения тепла намагничивающими обмотками происходит нагрев магнитопроводов. Электрическая энергия, расходуемая на перемагничивание сердечников электрических машин и аппаратов, выделяется в виде тепла, что приводит к нагреванию магнитопроводов. Повышение температуры сердечников в течение длительного времени способствует структурным изменениям, называемым процессами старения, в результате которых в большинстве случаев происходит ухудшение магнитных свойств.

Коэффициент старения стали по удельным потерям в процентах определяется как разность удельных потерь, измеренных после искусственного старения (p_1) и до старения (p_0), отнесенных к удельным потерям до старения $(p_1 - p_0)/p_0$, %. Коэффициент старения стали по магнитной индукции и коэрцитивной силе определяется аналогичным образом: $(B_1 - B_0)/B_0$; $(H_{c1} - H_{c0})/H_{c0}$, %.

Искусственное старение, предусмотренное ГОСТ 802-58, состоит в нагреве образцов в течение 120 ч при 120 °С для слаболегированной, среднелегированной и высоколегированной сталей и при 150 °С — для высоколегированной стали.

Значения удельных потерь отдельных марок сталей по ГОСТ 802-58 указаны без учета увеличения потерь от старения, а для коэффициента старения установлены предельные нормы:

Высоколегированная	3%
Среднелегированная и повышенолегированная	6%
Слаболегированная	7—9%

Из этих данных следует, что с повышением содержания кремния при прочих равных условиях магнитное старение снижается.

Ухудшение магнитных характеристик при дополнительном нагреве связывают с выделением при этом мелкодисперсных фаз, содержащих углерод и азот [Л. 5-1, 5-2]. В [Л. 5-3] указывается, что пре-

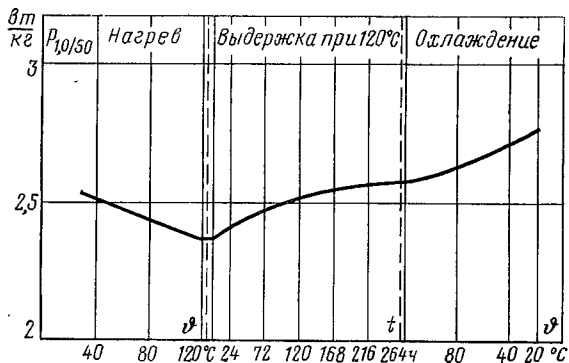


Рис. 5-1. Изменение удельных потерь при нагреве стали Э12 до 120 °C, выдержке при максимальной температуре и охлаждении.

дел растворимости углерода в стали Si=3% при 600 °C составляет 0,0025%, предел растворимости азота в феррите еще ниже — 0,0002%. Фактическое содержание углерода и азота в железо-кремнистом сплаве больше указанных значений.

Проследим изменение удельных потерь образца стали Э12 в процессе нагрева до 120 °C, выдержке при этой температуре и последующего охлаждения до комнатной температуры (рис. 5-1). При нагреве образца происходит уменьшение константы магнитной анизотропии и повышение удельного электрического сопротивления, что приводит к снижению потерь от гистерезиса и вихревых токов. Во время выдержки за счет процессов старения удельные потери возрастают. При охлаждении стали происходит дальнейшее возрастание потерь за счет увеличения константы анизотропии и снижения удельного электрического сопротивления.

В горячекатаной электротехнической стали, имеющей заметно повышенное содержание углерода и азота ($N=0,004 \div 0,007\%$, $C=0,008 \div 0,030\%$), сверх предела растворимости после медленных скоростей охлаждения при термической обработке стали коэффициенты старения составляют 3—10%.

В холоднокатаной текстурованной стали с малыми содержаниями углерода и азота ($C \leq 0,004$; $N \leq 0,002\%$) увеличение потерь от

старения находится в пределах точности определения удельных потерь. Зато в стали с повышенным содержанием углерода и азота ($C=0,08 \div 0,015$, $N=0,003 \div 0,004\%$) увеличение потерь от старения может быть больше, чем у нетекстурованной стали.

а) Зависимость коэффициента старения от амплитуды магнитной индукции

Выделяющиеся мелкодисперсные фазы при старении прежде всего приводят к увеличению коэрцитивной силы, возрастание которой на частных циклах гистерезиса является различным: наибольшее

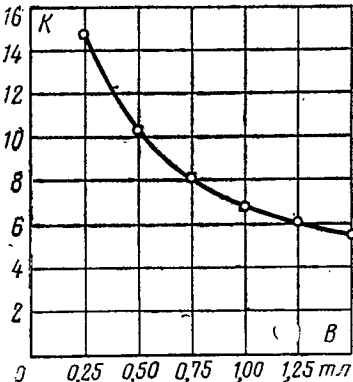


Рис. 5-2. Зависимость коэффициента старения по удельным потерям образцов динамной стали от амплитуды магнитной индукции.

$B_m, \text{ тл}$	1,0	1,5
$(p_1 - p_0) / p_0, \%$	8	6

Заметной зависимости коэффициента старения по удельным потерям от амплитуды магнитной индукции способствует также неоднаковое значение $(B_1 - B_0) / B_0$ (табл. 5-2).

увеличение $(H_1 - H_0) / H_0$, % имеется для циклов с наименьшим значением амплитуды магнитной индукции и наименьшее — при большой индукции (табл. 5-1).

Такое различие в изменении коэрцитивной силы приводит к заметной зависимости коэффициента старения по удельным потерям от амплитуды магнитной индукции: чем больше индукции, тем меньше коэффициент старения (рис. 5-2). Эти данные, полученные в [Л. 5-4], относятся к нетекстурованной стали.

В текстурованной трансформаторной стали марки Э330 по данным [Л. 5-3] имеется такая же закономерность, что видно из следующих данных:

Таблица 5-1

Изменение коэрцитивной силы при старении горячекатаной стали

№ образца	$B_m = 0,5 \text{ тл}$		$B_m = 1,0 \text{ тл}$		$B_m = 1,5 \text{ тл}$	
	$H_c, \text{ а/м, до старения}$	Коэффициент старения, %	$H_c, \text{ а/м, до старения}$	Коэффициент старения, %	$H_c, \text{ а/м, до старения}$	Коэффициент старения, %
1	43	11	61	6,6	75	5,3
2	43	16	61	15	75	12
3	29	17	40	12	47	11

**Изменение магнитной индукции после старения
при 120 °С в течение 120 ч**

$H, \text{ а/м}$	Коэффициент старения $(B_1 - B_0)/B_0, \%$ для сталей марок			
	Э12	Э13	Э330	Э330А
50	-34,0	-33,0	-25,0	-11,0
500	-1,0	-2,0	-1,5	-0,5
2 500	0	0	0	0

**б) Зависимость коэффициента старения
от режимов старения**

В [Л. 5-5] для горячекатаной электротехнической стали было показано, что такие режимы старения, как нагрев при 100 °С в течение 600 ч; нагрев при 120 °С в течение 120 ч; нагрев при 200 °С в течение 12 ч, дают близкие между собой значения коэффициента старения.

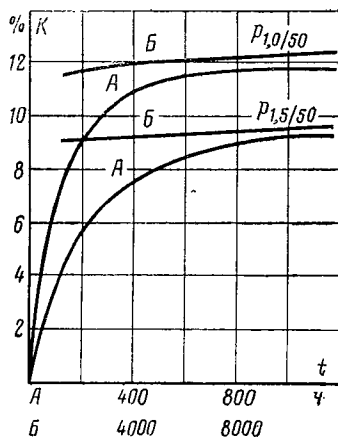


Рис. 5-3. Зависимость коэффициента старения по удельным потерям образца стали Э12 при нагреве на 120 °С от времени выдержки.

Однако эти режимы не обеспечивают полного завершения процессов старения. Как следует из [Л. 5-4], значительное возрастание коэффициента старения для образцов динамной стали наблюдается при нагреве до 120 °С в течение 1 000 ч; при дальнейшем нагреве до 12 000 ч он изменяется очень мало (рис. 5-3). Характерно, что в течение всего времени нагрева сохраняется различие коэффициентов старения по удельным потерям $P_{1,0/50}$ и $P_{1,5/50}$.

Для холоднокатаной текстурованной стали с увеличенным содержанием углерода и азота наблюдается следующее изменение коэффициента старения со временем нагрева:

Время нагрева, ч	120	240	360	480	600
$\Delta p/p_{1,0/50}, \%$	9	10	11	11,5	12
$\Delta p/p_{1,5/50}, \%$	6,5	7	8	8,5	8,5

В [Л. 5-3] показывается, что для холоднокатаной стали длительные выдержки при нагреве не всегда приводят к повышению коэффициента старения. У образцов стали с большим коэффициентом старения наблюдался максимум на кривой $\Delta p/p = f(t)$, что связывается с характером выделяющихся при старении фаз и степенью их коагуляции. При нагреве на 200 °С и изменении времени выдержки с 12 до 1000 ч средние размеры частиц выделяющейся фазы увеличиваются с 0,2 до 0,4 мкм.

Искусственное старение проводится при нагреве образцов без намагничивания, хотя в реальных условиях работы магнитопроводов процессы старения происходят в условиях их намагничивания. В [Л. 5-6] указывалось на различие коэффициентов старения образцов, остаренных в намагниченном и ненамагниченном состоянии. Однако дальнейшие работы показали, что это различие находится в пределах погрешности испытаний.

в) Зависимость коэффициента старения от скорости охлаждения при повторном отжиге

Рассмотренные выше данные по коэффициенту старения относятся к медленно охлажденной стали (менее 50 °С/ч). Быстрое охлаждение стали при отжиге (сотни и тысячи градусов в час) может привести к значительному усилению процессов старения, если в образцах имеется заметное количество примесей.

В табл. 5-3, составленной по результатам [Л. 1-19], приведены значения удельных потерь горячекатаной стали с различным содержанием углерода. После повторного отжига (850 °С) в течение 2 ч образцы охлаждались со скоростью порядка 10 000 °С/ч и затем подвергались старению. Как видно из табл. 5-3, в образцах с малым содержанием углерода ($C=0,005\%$), хотя потери при быстром охлаждении увеличиваются на 30%, но коэффициент старения мал (1,0%). В образце с содержанием углерода 0,01% наибольший коэффициент старения (40%), а при 0,03%—14%.

Таблица 5-3

Удельные потери и коэффициент старения в образцах трансформаторной горячекатаной стали после быстрого охлаждения

№ образца	Содержание углерода, %	$P_{1,0/50}$ ат/кг			Коэффициент старения, %
		Медленное охлаждение, (50 °С/ч)	Быстрое охлаждение (10 000 °С/ч)	После старения (200 °С—10 ч)	
1	0,005	1,00	1,29	1,30	0,7
2	0,01	1,19	1,41	1,98	40
3	0,03	1,43	2,60	2,97	14

Так как увеличение потерь от старения в быстро охлажденных образцах происходит за счет гистерезисной составляющей, то с повышением частоты переменного поля коэффициент старения снижается (табл. 5-4).

**Удельные потери в стали Э44 после повторного отжига
с различной скоростью охлаждения и последующего
старения**

Толщина листа, мм	Скорость охлаждения при повторном отжиге, °C/ч	Удельные потери, <i>вт/кг</i> , после повторного отжига при 800 °C		Увеличение потерь при старении, % (150 °C— 120 ч)	
		<i>P</i> _{1,0/50}	<i>P</i> _{0,75/400}	<i>P</i> _{1,0/50}	<i>P</i> _{0,75/400}
0,1	50	0,77	5,7	6,5	3,5
0,2	5 000	0,80	6,0	10	5
0,2	50	0,76	6,5	5	2
	5 000	0,82	7,2	12	8
0,35	50	0,81	9,0	4	1
	5 000	0,87	9,6	10	4

При использовании холоднокатаной текстурованной стали широко применяется повторный отжиг позиций в проходных печах с большой скоростью охлаждения. В стали с малым количеством примесей (М-6, Э330А, ВС-9) увеличение потерь от старения даже с учетом большой скорости охлаждения является малым (0—4%). Однако если повторному отжигу в проходных печах подвергать сталь с увеличенным количеством примесей по углероду и азоту, то коэффициенты старения могут составлять несколько десятков процентов. В [Л. 1-44] приводятся данные по изучению коэффициента старения в холоднокатаной стали с увеличенным количеством примесей и подвергнутой наиболее быстрому охлаждению — в воде. Увеличение удельных потерь от старения получилось следующее:

№ образца	1	2	3	4
$(P_1 - P_0)/P_0$, %	35	27	70	33

Учитывая значительный прогресс в снижении содержания вредных химических элементов (С, N и др.), при производстве холоднокатаной текстурованной стали следует ожидать в ближайшее время малого коэффициента старения для этой стали всех марок.

5-2. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ УДЕЛЬНЫХ ПОТЕРЬ И МАГНИТНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ

При повышении температуры ферромагнетиков происходит снижение намагниченности насыщения, определяемое формулой Вейсса

$$\frac{J_s}{J_0} = th \frac{J_s/J_0}{T/\Theta}, \quad (5-1)$$

где J_s — намагниченность насыщения при температуре T ; J_0 — намагниченность насыщения при температуре абсолютного нуля; Θ — температура Кюри.

Зависимость I_s/I_0 от T/Θ , вычисленная по (5-1), представлена на рис. 5-4 сплошной линией. Пунктирными линиями изображены экспериментальные кривые, полученные для железа и никеля. Как

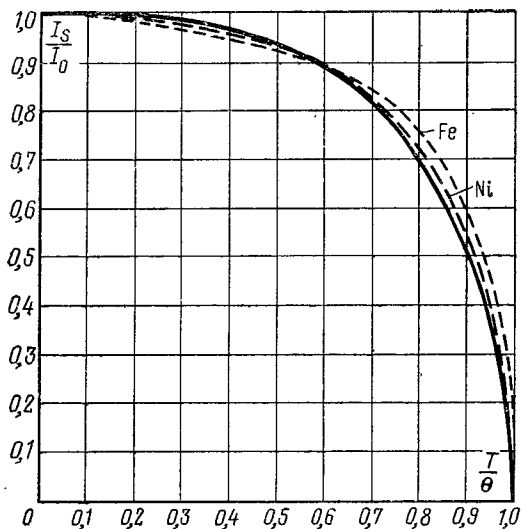


Рис. 5-4. Теоретическая (—) и экспериментальная (---) кривые $I_s/I_0 = f(T/\Theta)$.

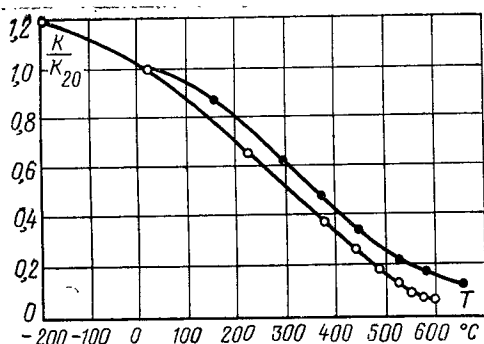


Рис. 5-5. Зависимость постоянной магнитной анизотропии железа (···) и железо-кремнистого сплава (ooo) (Si=4,0%) от температуры.

видно из рис. 5-4, эти кривые достаточно близки к теоретической. Подобная картина наблюдается и для ферромагнитных сплавов. При повышении температуры постоянная анизотропии уменьшается, при

этом процесс намагничивания облегчается. Зависимость постоянной магнитной анизотропии от температуры для стали с Si=4% по данным [Л. 5-7] представлена на рис. 5-5.

а) Температурная зависимость магнитной проницаемости

Из рис. 5-4 следует, что с повышением температуры проницаемость в сильных магнитных полях должна понижаться. На проницаемость в слабых и средних полях противоположное влияние оказывает снижение постоянной магнитной анизотропии (рис. 5-5),

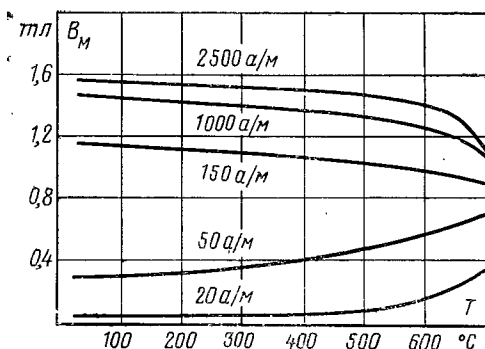


Рис. 5-6. Температурная зависимость индукции в стали Э21.

в результате имеет место увеличение проницаемости. Это явление, именуемое эффектом Гопкинсона, наблюдается и в электротехнической стали. Согласно [Л. 5-8] в табл. 5-5 приведены значения μ_n , $\mu_{\text{макс}}$, $\mu_{H=2\text{э}}$ и H_c в холоднокатаной текстурованной стали при $t=30 \div 700^\circ\text{C}$.

Таблица 5-5

Значения проницаемости (начальной, максимальной и при $H=2\text{э}$) и коэрцитивной силы в холоднокатаной текстурованной стали

Температура испытания $t, ^\circ\text{C}$	μ_n	$\mu_{\text{макс}}$	$\mu_{H=2\text{э}}$	$H_c, \text{э}$
30	5 200	54 400	8 000	0,1
150	14 200	59 400	7 800	0,080
300	18 360	65 000	7 400	0,068
400	20 250	71 400	7 100	0,060
500	—	80 800	6 600	0,057
600	—	94 000	6 000	—
700	55 000	132 700	4 500	—

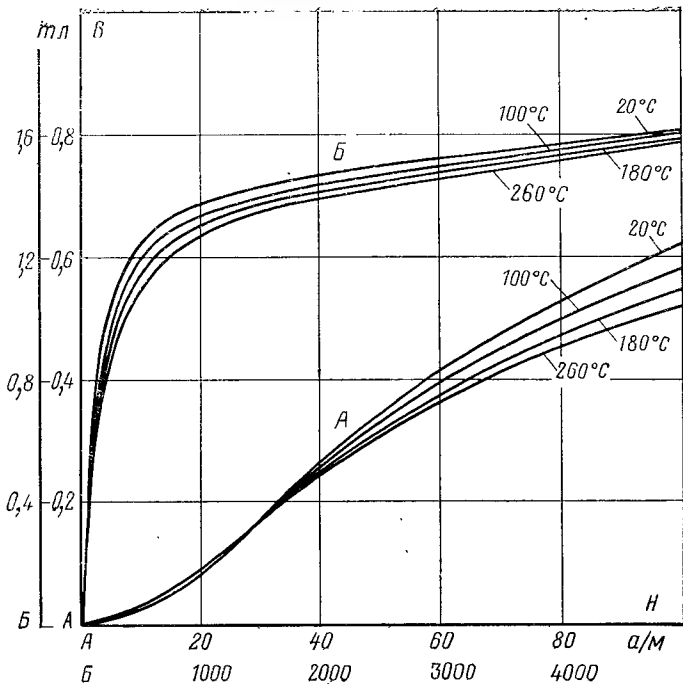


Рис. 5-7. Кривые намагничивания горячекатаной стали Э43 при различных температурах.

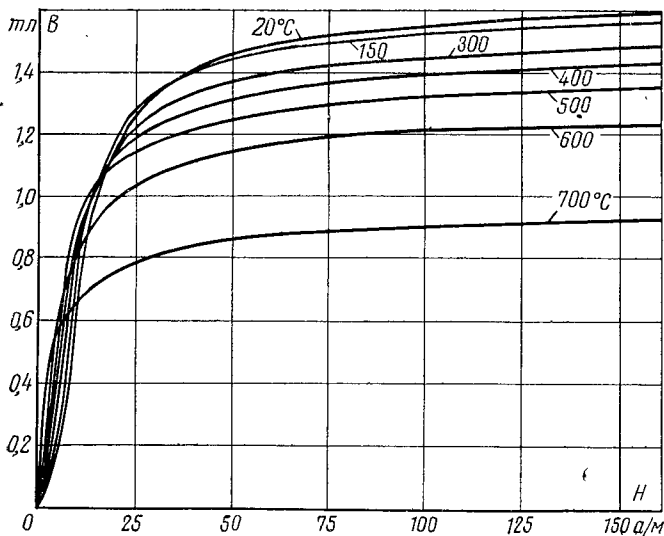


Рис. 5-8. Кривые намагничивания холоднокатаной текстурованной стали при различных температурах.

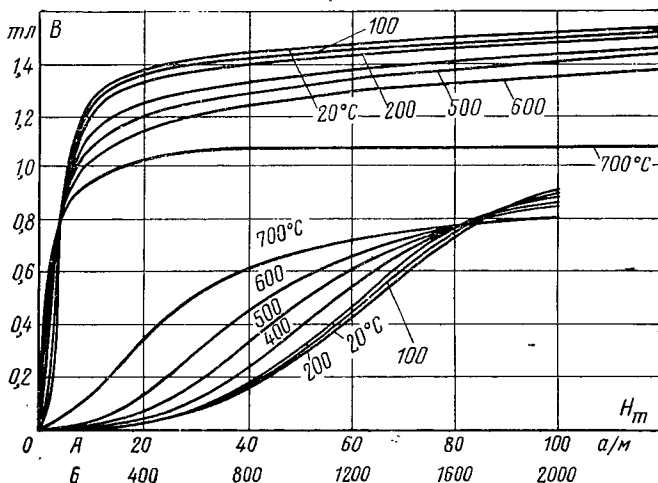


Рис. 5-9. Кривые намагничивания стали Э22 при различных температурах.

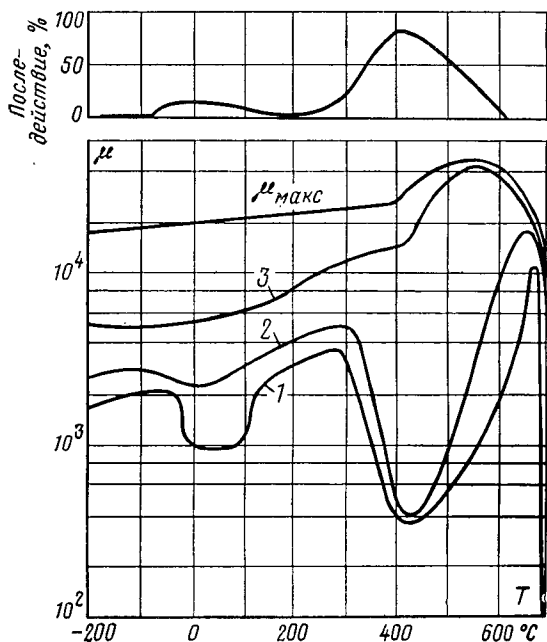


Рис. 5-10. Зависимость магнитной проницаемости трансформаторной стали ($\text{Si}=3,0\%$) с толщиной листа $0,1 \text{ мм}$ в слабых и средних полях от температуры образцов.

1 — $H=0,4 \text{ а/м}$; 2 — $H=1,6 \text{ а/м}$; 3 — $H=8 \text{ а/м}$.

Как следует из этих данных, при $t=700^{\circ}\text{C}$ начальная проницаемость повышается в 10 раз, а максимальная — почти в 3 раза. Такое же явление имеет место и в горячекатаной электротехнической стали. По [Л. 5-9] на рис. 5-6 приведена температурная зависимость индукции для стали Э21. Этому вопросу посвящены также [Л. 3-2, 5-10, 5-11]. На рис. 5-7 показаны кривые намагничивания стали Э43 [Л. 3-1] при изменении температуры образца от 20 до 260°C . Для более широкого диапазона изменения температур ($20\div 700^{\circ}\text{C}$) кривые намагничивания холоднокатаной и горячекатаной сталей приведены на рис. 5-8 и 5-9 [Л. 5-8, 5-9].

В [Л. 5-12] рассматривалась температурная зависимость магнитной проницаемости в области слабых магнитных полей в интервале

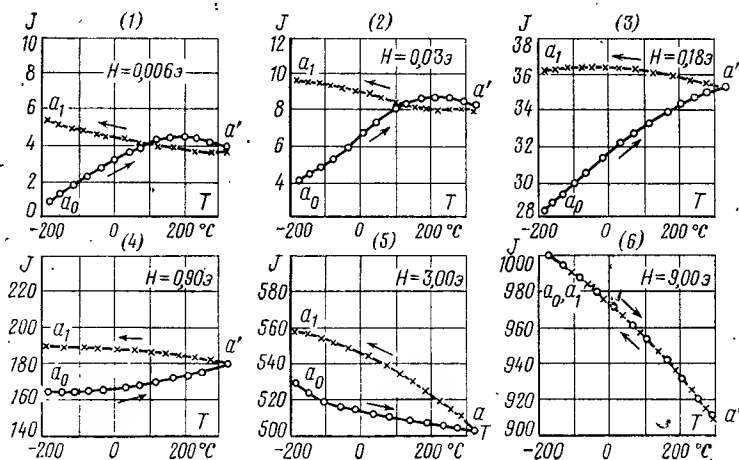


Рис. 5-11. Температурный магнитный гистерезис в образцах трансформаторной стали.

температур образца от -200 до $+700^{\circ}\text{C}$. В интервалах температур $0\div 20^{\circ}\text{C}$ и $350\div 600^{\circ}\text{C}$ были обнаружены минимумы на кривых зависимости проницаемости $\mu_{H=5\text{мэ}}$ и $\mu_{H=20\text{мэ}}$ от температуры (рис. 5-10). Для максимальной магнитной проницаемости эти минимумы отсутствуют. Аномальное поведение кривой $\mu=f(t)$ в слабых полях связывается с более резким временным спадом проницаемости в указанной области температур (верхняя кривая рис. 5-10). При изменении магнитной индукции непосредственно после размагничивания образцов, у которых временной спад проницаемости очень мал, минимумы на кривой $\mu=f(t)$ не обнаруживаются.

Минимум на кривой $\mu=f(t)$, соответствующий комнатной температуре, наблюдается на горячекатаной стали марок Э43, Э46 и Э48. После повторного отжига таких образцов в некоторых случаях временной спад уменьшается и кривая $\mu=f(t)$ не имеет минимума. Если наблюдения за магнитной индукцией при изменении температуры образца проводить без переключения и выключения магнитного поля, то кривые $\mu=f(t)$, полученные при нагреве и охлаждении, в слабых полях не совпадают. Это явление называется температурным магнитным гистерезисом.

На рис. 5-11 по [Л. 5-13] показано изменение намагниченности при температурном цикле $-200 \div +300^\circ\text{C}$ без выключения внешнего поля. Температурный магнитный гистерезис, наблюдающийся в области слабых и средних полей, объясняется процессами необратимого смещения границ между доменами.

6) Температурная зависимость удельных потерь

При изучении температурной зависимости удельных потерь необходимо учитывать не только изменения намагниченности насыщения и постоянные магнитной анизотропии, но и удельного электрического сопротивления стали.

Температурная зависимость коэрцитивной силы электротехнических сталей разных марок представлена в табл. 5-6. Из табл. 5-6

Таблица 5-6

Температурная зависимость коэрцитивной силы и постоянной анизотропии

Тип стали	Литературный источник	Изменение коэрцитивной силы и постоянной анизотропии, %, при различных температурах, $^\circ\text{C}$					
		100	200	300	400	500	600
Холоднокатаная трансформаторная текстурованная	[Л. 5-8]	92	80	68	60	52	—
Горячекатаная трансформаторная	[Л. 5-9]	94	86	78	67	56	42
Горячекатаная трансформаторная	[Л. 5-14]	95	87	65	—	—	—
$\sqrt{K_t}/\sqrt{K_{20}}$	[Л. 5-7]	93	84	71	61	45	—

следует, что при повышении температуры образца коэрцитивная сила уменьшается почти одинаково для текстурованной и нетекстурованной стали.

В последней строке табл. 5-6 показано изменение постоянной магнитной анизотропии $\sqrt{K_t}/\sqrt{K_{20}}$ [Л. 5-7] для стали с $\text{Si} = 4\%$. При $t = 100 \div 400^\circ\text{C}$ отношение H_{ct}/H_{c20} является близким к $\sqrt{K_t}/\sqrt{K_{20}}$. Таким образом, для этого интервала температур хорошо выполняется соответствие $H_{ct} \sim \sqrt{K_t}$.

В первом приближении можно считать, что потери от гистерезиса изменяются так же, как и коэрцитивная сила. Правда, в [Л. 5-8] показывается, что снижение потерь от гистерезиса с повышением температуры образца происходит более интенсивно при малых амплитудах магнитной индукции, чем при больших, что видно из следующих данных:

Максимальная индукция, тл . . .	1,0	1,2	1,5
Отношение потерь от гистерезиса,			
$P_{150^\circ\text{C}}/P_{20^\circ\text{C}}$ %	80	85	87

Что касается потерь от вихревых токов, то их изменение с температурой должно быть связано с содержанием кремния в измеряе-

мых образцах. С повышением содержания кремния в стали температурный коэффициент удельного электрического сопротивления уменьшается (табл. 1-1) и снижение потерь от вихревых токов должно быть более слабым.

Если рассчитать потери от вихревых токов по формуле (1-12) с учетом изменения удельного электрического сопротивления по табл. 1-1, то потери от вихревых токов будут снижаться следующим образом:

Содержание кремния, %	1	3	4
Отношение потерь от вихревых токов			
$P_{100^\circ \text{C}}/P_{20^\circ \text{C}}$, %	85	93	95

Сравнивая эти данные с табл. 5-6, можно заключить, что для стали с содержанием кремния 3—4% снижение потерь от гистерезиса и вихревых токов при $B=1,5$ тл с повышением температуры

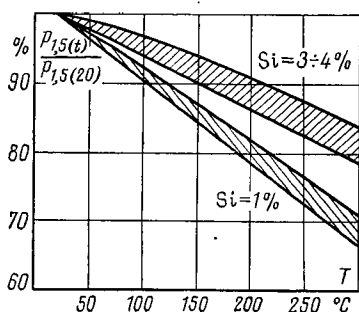


Рис. 5-12. Температурная зависимость удельных потерь электротехнической стали ($f=50$ Гц).

образца должно происходить почти в одинаковой степени, а для стали с $Si=1,0\%$ потери от вихревых токов должны снижаться заметно быстрее, чем потери от гистерезиса.

На рис. 5-12 приводятся зависимости общих потерь $p_t/p_{20^\circ \text{C}} = f(t)$ для сталей с разным содержанием кремния по данным [Л. 5-8, 5-9, 5-14, 5-15], которые подтверждают сказанное. Если рассмотреть сталь с $Si=1,0\%$ ($d=1$ и $0,5$ мм) с разным соотношением потерь от гистерезиса и вихревых токов, то в стали толщиной 1 мм общие потери по данным [Л. 5-15] будут снижаться быстрее, чем в стали толщиной 0,5 мм.

d , мм	p_r/p_v	$\frac{P_{100^\circ \text{C}}}{P_{20^\circ \text{C}}}$, %	$\frac{P_{200^\circ \text{C}}}{P_{20^\circ \text{C}}}$, %	$\frac{P_{250^\circ \text{C}}}{P_{20^\circ \text{C}}}$, %
0,5	60/40	92	83	76
1,0	30/70	89	73	68

В трансформаторной стали с 3—4% кремния и с разным соотношением потерь от гистерезиса и вихревых токов заметного изменения удельных потерь с температурой образца не обнаружено. Более того, при повышенной частоте переменного тока ($f=400$ Гц), когда соотношение потерь от гистерезиса и вихревых токов иное, в стали с 3—4% кремния по [Л. 5-14 и Л. 5-9] изменение потерь

Изменение потерь, %, с температурой при разных амплитудах магнитной индукции

$t, ^\circ\text{C}$	$B_m = 1 \text{ тл}$	$B_m = 1,2 \text{ тл}$	$B_m = 1,5 \text{ тл}$
30	100	100	100
150	97	94	97
300	79	83	84
400	71	75	77
500	63	66	76
600	50	62	—

с температурой получается близким к изменению потерь при $f = 50 \text{ гц}$.

В [Л. 5-8 и 5-9] удельные потери изучались при повышении температуры образцов до 600—700 °С.

В табл. 5-7 по [Л. 5-8] приводится отношение $p_t/p_{30^\circ\text{C}}$, %, в холоднокатаной текстурованной стали при разных амплитудах магнитной индукции.

Из этих данных следует, что наибольшее снижение удельных потерь получается при наименьшей амплитуде магнитной индукции, что находится в согласии с изменением потерь от гистерезиса.

На рис. 5-13 и 5-14 приведены зависимости $p_{г.в} = f(B_m)$ при частоте 400 гц и разной температуре образцов (20—700 °С) [Л. 5-9]. Хотя для этих двух образцов стали имеется существенно различное соотношение потерь на гистерезис и вихревые токи, но снижение потерь с температурой является близким между собой.

Рассмотрим значения удельных потерь при температурах ниже комнатной. По данным [Л. 2-43] на рис. 2-48 приведены значения коэрцитивной силы горячекатаной трансформаторной стали при $t = -195^\circ\text{C}$, которые составляют 120% от H_c при $t = +20^\circ\text{C}$. Повышение коэрцитивной силы при температурах ниже комнатной должно вызвать увеличение потерь от гистерезиса. При отрицательных температурах снижается удельное электрическое сопротивление, что так

Таблица 5-8

Удельные потери при 0 °С и отношение $p_t/p_{0^\circ\text{C}}$ в стали с разным содержанием кремния при температуре ниже комнатной

Содержание кремния, %	0,85	1,0	1,90	3,0	3,57
Толщина листа, мм	0,47	0,63	0,63	0,47	0,35
$p_{10/60}$, вт/кг, при $t = 0^\circ\text{C}$	3,10	3,8	2,90	2,80	1,62
$p_{-78^\circ\text{C}}/p_{0^\circ\text{C}}$, %	124	135	114	114	119
$p_{-197^\circ\text{C}}/p_{0^\circ\text{C}}$, %	220	216	131	131	131
$p_{-269^\circ\text{C}}/p_{0^\circ\text{C}}$, %	280	263	139	139	—

же должно привести к увеличению потерь от вихревых токов. Если предположить, что температурный коэффициент удельного электрического сопротивления при отрицательных температурах такой же, как и при положительных, то при $t = -200^\circ\text{C}$ потери от вихревых токов должны возрастать в образцах с разным содержанием кремния следующим образом:

Si, %	1	3	4
$P_{в(-200^\circ\text{C})}/P_{в(+20^\circ\text{C})}$, %	180	124	118

В [Л. 5-16] изучали удельные потери в стали при температурах ниже комнатной (-269 — 0°C). Результаты измерений представлены в табл. 5-8.

Из данных табл. 5-8 следует, что увеличение потерь при пониженных температурах от 0 до -267°C существенно зависит от содержания кремния в стали: для образцов с $\text{Si} = 0,85 \div 1,0\%$ удельные потери при $t = -269^\circ\text{C}$ увеличиваются в 2,6—2,8 раза, а при $\text{Si} = 2 \div 3\%$ — в 1,3 раза. Подобное изменение удельных потерь уста-

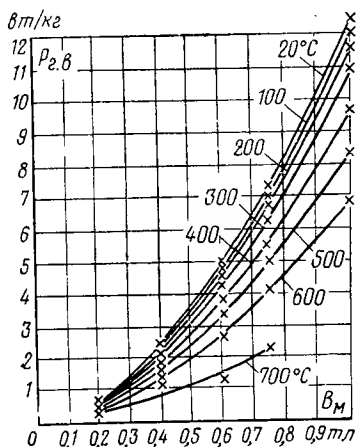


Рис. 5-13. Температурная зависимость удельных потерь стали Э44 с толщиной листа 0,2 мм при $f = 400$ гц.

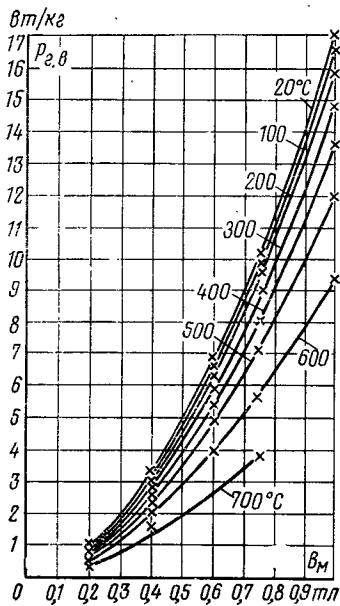


Рис. 5-14. Температурная зависимость удельных потерь стали Э44 с толщиной листа 0,35 мм при $f = 400$ гц.

новлено при изменении амплитуды магнитной индукции от 0,2 до 1,2 тл. Для примера приведены значения $p_{-269^\circ\text{C}}/p_{+20^\circ\text{C}}$ для сталей с разным содержанием кремния:

B_m , тл	0,2	0,6	1,0	1,4
$p_{-269^\circ\text{C}}/p_{0^\circ\text{C}}$ для Si = 1%	242	260	263	255
$p_{-269^\circ\text{C}}/p_{0^\circ\text{C}}$ для Si = 3%	141	138	139	—

Далее рассмотрим удельные потери при низких температурах в текстурованной стали с толщиной листа 0,025; 0,05 и 0,1 мм (табл. 5-9) по [Л. 5-16].

Т а б л и ц а 5-9

Удельные потери при 0 °С и отношение $p_t/p_{20\text{ °С}}$ в холоднокатаной текстурованной стали (Si = 3,0%) при температуре ниже комнатной

Толщина листа, мм	0,025			0,05			0,10		
Частота, Гц	60	400	1 000	60	400	1 000	60	400	1 000
$p_{1,0}$ при $t=0\text{ °С}$, Вт/кг	1,6	11	29	0,79	6,4	19,0	0,48	6,2	20,4
$p_{-78\text{ °С}}/p_0\text{ °С}$, %	101	102	102	103	103	107	104	108	106
$p_{-197\text{ °С}}/p_0\text{ °С}$, %	101	106	105	106	110	111	108	116	116
$p_{-269\text{ °С}}/p_0\text{ °С}$, %	103	108	107	106	110	113	110	118	119

Из данных табл. 5-9 следует, что возрастание потерь со снижением температуры несколько увеличивается при повышенной частоте переменного тока и заметно снижается с уменьшением толщины листа. Все это говорит о том, что повышение удельных потерь при отрицательных температурах происходит главным образом за счет потерь на вихревые токи.

Однако в [Л. 5-17] при исследовании на монокристаллических рамках при намагничивании вдоль оси [110] (Si=3,0%) при температуре жидкого азота было получено не повышение, а снижение общих потерь по отношению к потерям при температуре 20 °С. Такое необычное уменьшение общих потерь при снижении температуры текстурованного образца можно объяснить заметным снижением дополнительных потерь, хотя согласно [Л. 5-16] при намагничивании образцов из текстурованной стали вдоль оси [100] удельные потери при понижении температуры увеличиваются.

Глава шестая

ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

6-1. ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Из теории ферромагнетизма следует, что упругие напряжения оказывают различное влияние на магнитные свойства ферромагнитных веществ. Магнитоупругая энергия, возникающая под действием односторонних рас-

тягивающих или сжимающих напряжений, зависит от угла между магнитным моментом и осью напряжений (§ 1-1)

$$\bar{f}_{\text{м}} = -\frac{3}{2} \lambda \sigma \left(\cos^2 \varphi - \frac{1}{3} \right). \quad (6-1)$$

Если величина магнитострикции λ положительная и в образце созданы растягивающие напряжения (т. е. λ и σ имеют одинаковые знаки), то минимум магнитоупругой энергии будет при наименьшем значении φ . Если λ и σ имеют разные знаки, то минимум $F_{\text{м}} \varphi$ будет при $\varphi = 90^\circ$.

Так как всякая система стремится к состоянию минимума энергии, то магнитные моменты под действием

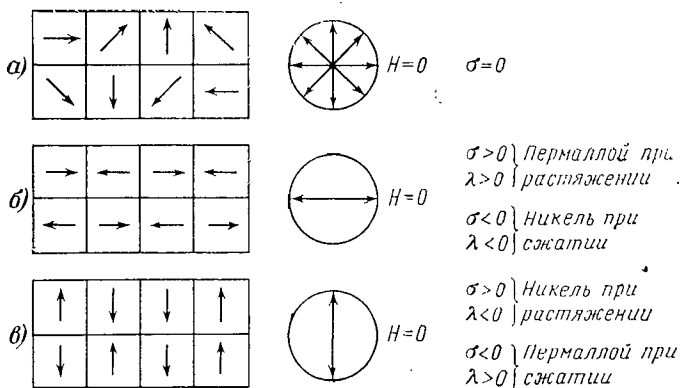


Рис. 6-1. Изменение магнитной структуры ферромагнитных материалов с положительной и отрицательной магнитострикцией под действием упругих напряжений.

упругих напряжений будут устанавливаться в таком положении, при котором магнитоупругая энергия была бы минимальной. В ферромагнетике с положительной магнитострикцией под действием внешних упругих растягивающих напряжений происходит перестройка магнитной структуры с преимущественным расположением магнитных моментов вдоль оси растяжения (рис. 6-1,б), что приводит к улучшению магнитных характеристик вдоль этого направления. Типичным представителем таких ферромагнетиков является пермаллой, у которого постоянные магнитострикции по трем главным кристаллографическим осям положительны. При сжатии образца пер-

маллоя магнитные моменты отходят от оси сжатия и магнитная проницаемость образца понижается (рис. 6-1, в). В никеле с отрицательной магнитострикцией при растяжении и сжатии происходят обратные явления—при растяжении проницаемость уменьшается, а при сжатии увеличивается.

В железе и железокремнистом сплаве постоянные магнитострикции имеют разные знаки ($\lambda_{100} > 0$; $\lambda_{111} < 0$), что обуславливает более сложную зависимость магнитных свойств от знака и величины упругих напряжений. В области слабых магнитных полей, где осуществляются в основном процессы смещения границ доменов ($\lambda_{100} > 0$), магнитная проницаемость вдоль оси растяжения возрастает, а в сильных полях убывает. Точка пересечения кривых намагничивания, соответствующих $\sigma = 0$ и $\sigma > 0$, обнаруженная впервые на железе, называется точкой Виллари по имени ученого, открывшего это явление. С увеличением растягивающих нагрузок точка Виллари для железа смещается в область более низких индукций.

Для текстурованной кремнистой стали с сильно выраженной магнитной текстурой при наложении растягивающих напряжений вдоль направления прокатки магнитные моменты будут оставаться в прежнем положении и улучшения магнитных свойств по этой причине ожидать не следует. Для образцов стали с несовершенной магнитной текстурой под действием растягивающих напряжений имеет место улучшение свойств стали.

Изменение индукции под действием нагрузки из термодинамических соображений описывается следующим соотношением:

$$\frac{1}{l} \frac{dl}{dH} = \frac{1}{4\pi} \frac{dB}{d\sigma}. \quad (6-2)$$

Из (6-2) следует, что возрастание магнитной индукции под действием растягивающей нагрузки имеет место только при положительной магнитострикции, непрерывно возрастающей с полем.

Рассмотрим изменение магнитных свойств электротехнических сталей основных марок под действием одностороннего упругого растяжения или сжатия.

а) Односторонние упругие растяжения

Влияние упругих растягивающих напряжений, совпадающих с направлением внешнего магнитного поля, ранее рассматривалось в [Л. 6-1, 6-2 и др]. Было показано,

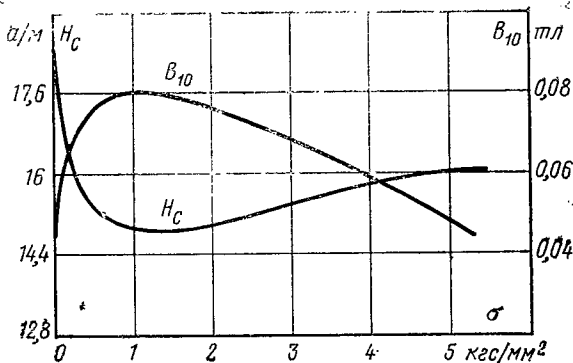


Рис. 6-2. Зависимость магнитной индукции и коэрцитивной силы горячекатаной стали от растягивающей нагрузки.

что при растягивающих нагрузках на кривых $B=f(\sigma)$ имеется максимум, а на кривых $H_c=f(\sigma)$ — минимум. Для примера на рис. 6-2 приведены зависимости $B_{10}=f(\sigma)$ и $H_c=f(\sigma)$ для горячекатаной трансформаторной стали. Наличие максимума на кривых $\mu_H=f(\sigma)$ было теоретически обосновано в [Л. 6-3].

Прежде всего следует остановиться на вопросе восстановления магнитных характеристик после снятия рас-

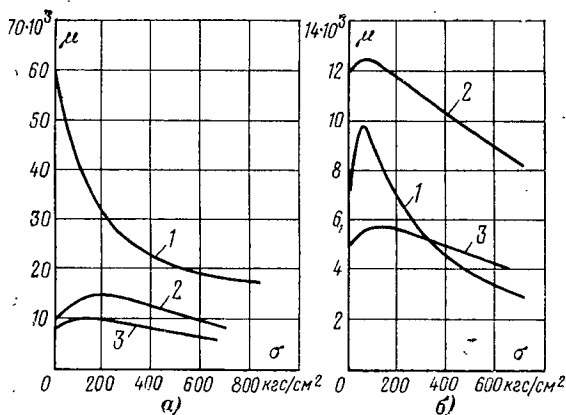


Рис. 6-3. Изменение максимальной проницаемости электротехнической стали под действием растягивающих напряжений.

a — вдоль прокатки; b — поперек прокатки; 1 — текстурованная; 2 — горячекатаная трансформаторная; 3 — горячекатаная динамная.

тягивающих напряжений. В [Л. 6-4] делается заключение, что после снятия растягивающих нагрузок 80—200 кгс/см² удельные потери не восстанавливаются до 15%. Однако в [Л. 6-5] показано, что даже при растягивающих нагрузках до 1700 кгс/см² и их дальнейшем

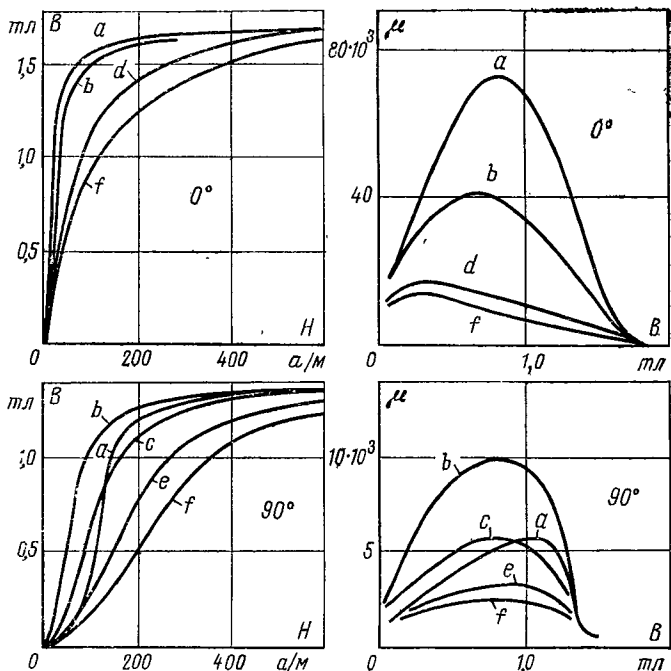


Рис. 6-4. Кривые намагничивания холоднокатаной текстурованной стали вдоль (0°) и поперек (90°) прокатки при растягивающих нагрузках.

$a - \sigma = 0$; $b - \sigma = 71$ кгс/см²; $c - \sigma = 276$ кгс/см²; $d - \sigma = 468$ кгс/см²; $e - \sigma = 627$ кгс/см²; $f - \sigma = 931$ кгс/см².

снятии магнитные характеристики восстанавливаются в полной мере. Это подтверждается и другими исследованиями.

В [Л. 6-6] исследовано влияние растягивающих нагрузок до 10 кгс/см² для текстурованной и нетекстурованной стали. На рис. 6-3 по данным [Л. 6-6] приведено изменение максимальной проницаемости в текстурованной и нетекстурованной стали под действием растягивающих усилий. Максимальная проницаемость в текстурованной стали с возрастанием σ вдоль прокатки непрерывно сни-

жается, а в нетекстурованной до $\sigma = 200 \text{ кгс/см}^2$ повышается, а с дальнейшим увеличением нагрузки уменьшается.

Кривые намагничивания холоднокатаной текстурованной стали при упругом растяжении образцов по [Л. 6-6] представлены на рис. 6-4. Если для продольных образцов при всех нагрузках имеет место только сниже-

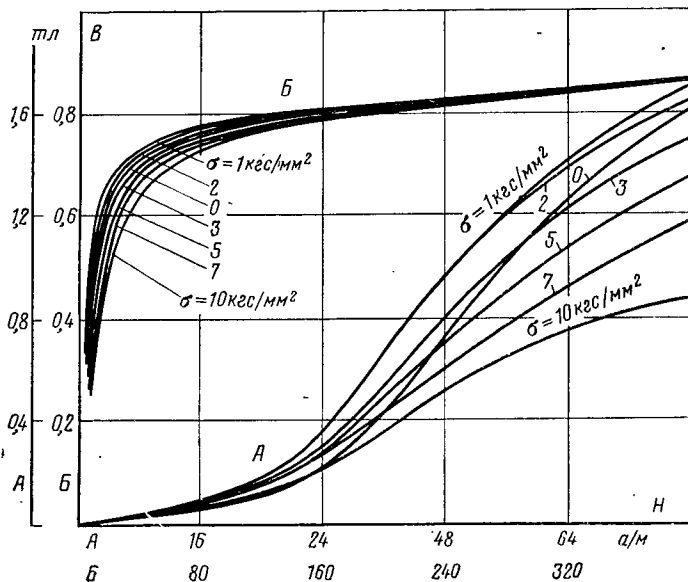


Рис. 6-5. Кривые намагничивания стали Э12 при различных растягивающих нагрузках.

ние проницаемости, то для поперечных образцов до $\sigma = 70 \text{ кгс/см}^2$ проницаемость стали повышается. Для образцов горячекатаной динамной стали (рис. 6-5) имеет место сначала повышение, а затем снижение магнитной проницаемости [Л. 6-2], что находится в соответствии с рис. 6-3.

Изучение удельных потерь при растягивающих нагрузках проводилось в [Л. 6-7, 6-8 и др.]. В этих работах показано, что изменение удельных потерь в текстурованной стали с растягивающими нагрузками тесным образом связано с величиной магнитострикции, что видно из табл. 6-1.

Таблица 6-1

Удельные потери в текстурованной стали с разной магнитной текстурой при растягивающих нагрузках

$10^3 \lambda_s$	Удельные потери $p_{1,0/50}$, <i>вт/кг</i> , при растягивающих нагрузках, <i>кгс/см²</i>				
	0	100	200	300	400
14	0,80	0,73	0,69	0,63	0,62
4	0,59	0,57	0,56	0,55	0,56
2	0,46	0,44	0,45	0,47	0,48

В [Л. 6-9] рассматривалось изменение магнитных характеристик при растяжении образцов до 28 кгс/см^2 , находящихся при разных температурах ($20\text{—}300^\circ\text{C}$). Из табл. 6-2, где приведены эти данные, следует, что снижение потерь при всех температурах образца является малым ($2\text{—}3\%$).

Таблица 6-2

Удельные потери в холоднокатаной стали при разных температурах и растягивающих нагрузках

Температура испытания, $^\circ\text{C}$	Удельные потери $p_{1,5/50}$, <i>вт/кг</i> , при растягивающих нагрузках, <i>кгс/см²</i>				
	0	7	14	21	28
20	1,16	1,15	1,13	1,13	1,14
200	1,06	1,04	1,03	1,02	1,02
300	1,02	1,00	1,00	0,99	0,99

С увеличением растягивающих нагрузок до 800 кгс/см^2 по данным [Л. 6-7] удельные потери холоднокатаной ста-

Таблица 6-3

Удельные потери в холоднокатаной текстурованной стали при растягивающих нагрузках для образцов, вырезанных под разными углами к прокатке

Направление к прокатке	Удельные потери $p_{1,0/50}$, <i>вт/кг</i> , при растягивающих нагрузках, <i>кгс/см²</i>					
	0	10	50	100	200	400
0°	0,46	0,44	0,43	0,43	0,45	0,46
55°	1,34	1,34	1,30	1,28	1,27	1,33
90°	1,40	1,35	1,13	0,89	0,99	1,22

ли хорошего качества изменяются весьма незначительно. При этом мало изменяются и составляющие удельных потерь. Такая же картина имеет место и для образцов, вырезанных под углом 55° к прокатке. Зато для поперечных образцов происходит заметное снижение потерь [Л. 6-8]. В табл. 6-3 приведены эти данные.

Существенное снижение удельных потерь для поперечных образцов следует объяснить наведением магнитной текстуры вдоль оси растяжения. Это в соответствии с [Л. 2-35] вызывает прежде всего значительное снижение потерь на вихревые токи, что видно из следующих данных:

σ , кгс/см ²	0	10	25	50	100	200
$p_{1,0/50}$, вт/кг	1,54	1,49	1,29	1,16	0,97	1,01
p_r , вт/кг	0,48	0,45	0,43	0,40	0,40	0,46
p_v , вт/кг	1,06	1,04	0,86	0,76	0,57	0,55

Однако в [Л. 6-10] показано, что для крупнокристаллических образцов с диаметром зерна 10—15 мм и монокристаллов с ориентацией (110) [001] при растягивающих нагрузках до 160 кгс/см² можно добиться снижения удельных потерь в 2 раза. Для нетекстурованной стали, где магнитная текстура отсутствует, удельные потери от растягивающих напряжений также снижаются (табл. 6-4).

Таблица 6-4

Удельные потери и коэрцитивная сила в горячекатаной стали при растягивающих нагрузках

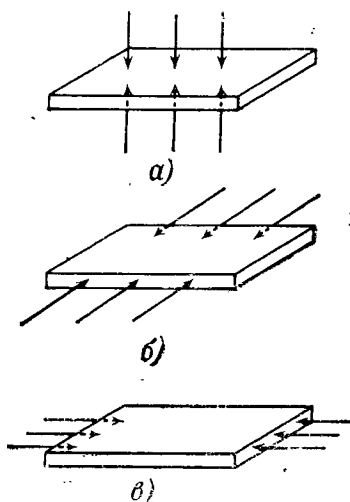
Марка стали	Параметр	Растягивающая нагрузка, кгс/см ²				
		0	25	50	100	200
Э43А	$p_{1,0/50}$, вт/кг	0,90	0,87	0,85	0,82	0,81
	H_c , а/м	22,5	22,0	21,0	19,0	18,5
Э12	$p_{1,0/50}$, вт/кг	2,81	2,78	2,72	2,65	2,56
	H_c , а/м	104	102	101	100	98

б) Односторонние упругие сжатия

Можно различать три вида сжимающих напряжений, указанных на рис. 6-6. На практике чаще всего реализуется первый тип сжимающих напряжений (рис. 6-6,а),

Рис. 6-6. Три вида сжимающих напряжений.

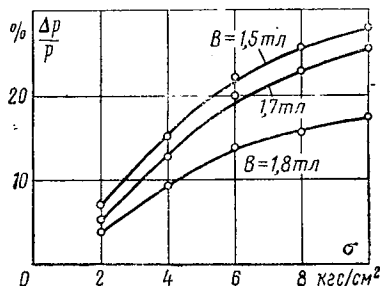
a — прессующее; *б* — боковое; *в* — торцевое.



который будет именоваться «прессующим давлением». Второй и третий типы сжимающих напряжений (6-6,б и в) осуществляются на практике значительно реже. Сжимающие напряжения по рис. 6-6,б будем называть боковым давлением, а по рис. 6-6,в — торцевым давлением. Если в первых двух видах сжимающих напряжений направление усилия и прилагаемого магнитного поля взаимноперпендикулярны, то для третьего вида напряжения они непараллельны между собой.

Прессующее давление

Изменение удельных потерь $\Delta p/p$, %, стали Э330А от величины прессующего давления по данным [Л. 6-11] показано на рис. 6-7. До 4 кгс/см² имеется почти линейная зависимость возрастания удельных потерь, а при $\sigma > 4$ кгс/см² возрастание удельных потерь замедляется.



С увеличением амплитуды магнитной индукции значения $\Delta p/p$, %, снижаются. Следует заметить, что в разных образцах одной и той же марки и одних и тех же прессующих давлениях возрастание потерь ($\Delta p/p$, %) отличается до 2 раз. Так, для стали Э330А при $\sigma = 10$ кгс/см² величина $\Delta p/p$, %, изменяется от 25 до 60%. Основная до-

Рис. 6-7. Влияние прессующих давлений на изменение удельных потерь в стали Э330А с толщиной листа 0,35 мм ($f=50$ гц).

ля увеличения удельных потерь от прессующих давлений приходится на вихревые токи, что видно из следующих данных:

σ , кгс/см ²	0	2	4	6	8	10
$p_{1,5/50}$, вт/кг	1,07	1,14	1,27	1,35	1,38	1,44
p_r , вт/кг	0,25	0,26	0,30	0,32	0,33	0,37
p_v , вт/кг	0,82	0,88	0,98	1,03	1,05	1,07

Заметное увеличение потерь от вихревых токов при прессующих давлениях следует связать со снижением магнитной текстуры. Для поперечных образцов повышение общих потерь при прессующих давлениях проис-

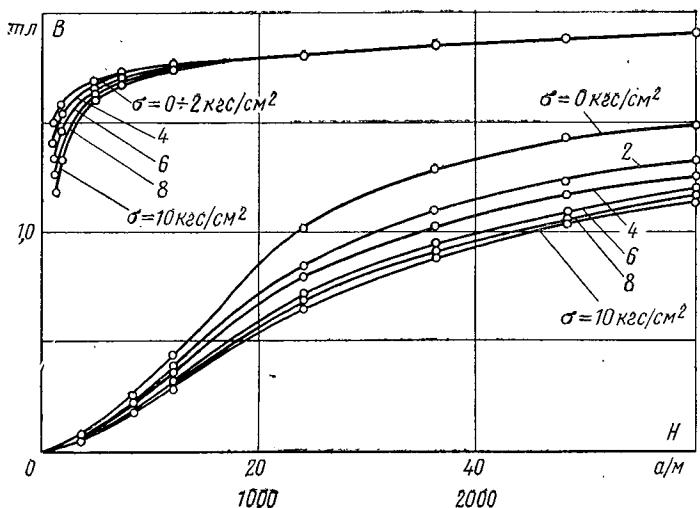


Рис. 6-8. Кривые намагничивания образцов холоднокатаной стали Э330А при разных значениях прессующего давления.

ходит в меньшей степени и только за счет потерь от вихревых токов, а потери от гистерезиса при этом даже несколько понижаются:

σ , кгс/см ²	0	2	4	6	8	10
$p_{1,0/50}$, вт/кг	1,56	1,51	1,63	1,67	1,67	1,68
p_r , вт/кг	0,50	0,39	0,40	0,42	0,43	0,43
p_v , вт/кг	1,06	1,12	1,23	1,25	1,24	1,25

В [Л. 6-12] показано, что изменение $\Delta p/p$, %, при прессующих давлениях в зависимости от угла к направлению прокатки (0—55°) проходит по линейному закону,

а для $\varphi = 55 \div 90^\circ$ значения практически остаются постоянными:

φ°	0	20	40	55	70	90
$\Delta p_0/p, \%$ при $\sigma = 10 \text{ кгс/см}^2$	20	14	7,5	2,5	2,5	2,0

Магнитная проницаемость для продольных образцов с увеличением прессующего давления снижается (рис. 6-8). Наибольшее снижение проницаемости происходит в средних магнитных полях, а при $H \geq 1000 \text{ а/м}$ проницаемость остается неизменной.

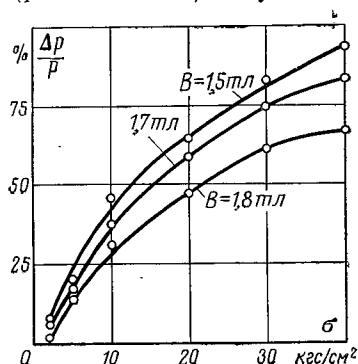
Для образцов горячекатаной стали увеличение удельных потерь и снижение магнитной проницаемости от прессующих давлений в несколько раз меньше, чем для текстурованной стали:

$\sigma, \text{ кгс/см}^2$	4	10
$\Delta p/p_0, \%$	1—4	4—6
$\Delta H/H_{1,5}, \%$	8—15	16—22

Боковое давление

При боковом давлении $\sigma = 0 \div 10 \text{ кгс/см}^2$ (рис. 6-6,б) магнитные характеристики ухудшаются в такой же степени, что и при прессующем (рис. 6-9, 6-10). С увеличе-

Рис. 6-9. Увеличение удельных потерь стали Э330А от бокового давления ($f=50 \text{ гц}$).



нием бокового давления до 40 кгс/см^2 происходит дальнейшее увеличение удельных потерь и снижение проницаемости [Л. 6-11]. Увеличение удельных потерь при боковом, как и прессующем давлении, происходит в основном за счет возрастания потерь от вихревых токов:

$\sigma, \text{ кгс/см}^2$	0	5	10	20	30	40
$p_{15/50}, \text{ вт/кг}$	1,04	1,23	1,47	1,71	1,91	2,00
$P_r, \text{ вт/кг}$	0,22	0,25	0,29	0,32	0,39	0,43
$P_v, \text{ вт/кг}$	0,82	0,98	1,18	1,39	1,52	1,57

Для поперечных образцов холоднокатаной стали от бокового давления магнитные характеристики изменяются слабее, чем для продольных образцов:

σ , кгс/см ²	0	5	10	20	30	40
$R_{10/50}$, вт/кг	1,49	1,55	1,68	1,74	1,82	1,90
R_H , вт/кг	0,51	0,48	0,53	0,55	0,59	0,68
R_B , вт/кг	0,98	1,07	1,15	1,19	1,23	1,22

Горячекатаная сталь к боковому давлению менее чувствительна, чем холоднокатаная текстурованная. Для

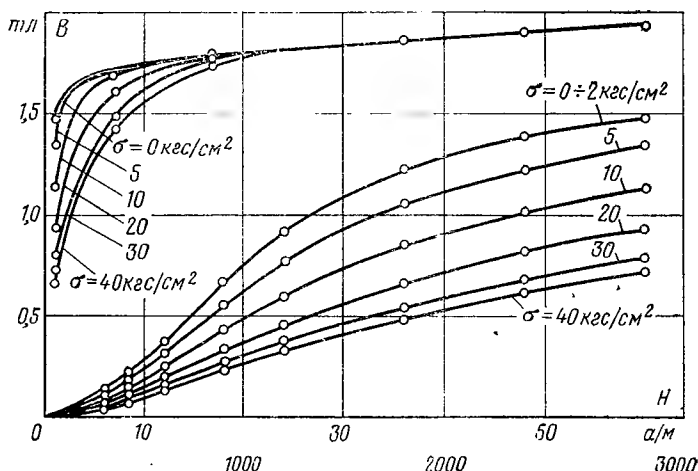


Рис. 6-10. Кривые намагничивания стали Э330А при разных значениях бокового давления.

примера приведем изменение свойств от бокового давления для стали Э43:

σ , кгс/см ²	4	10	40
$\Delta p/p_{1,5}$, %	2	3	14
$\Delta H/H_{1,5}$, %	0	0	0

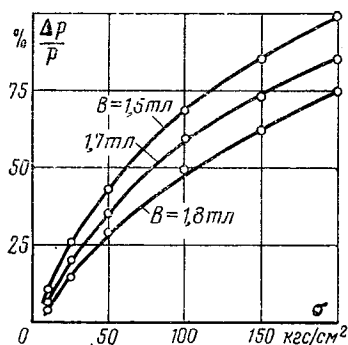
Для образцов динамной стали увеличение удельных потерь еще меньше.

Торцевое давление

Применительно к одной величине давления (10 кгс/см²) изменения магнитных характеристик от торцевого давления ($\Delta p/p$ и $\Delta H/H$) являются наименьшими по

сравнению с боковым и прессующим давлениями (рис. 6-11, 6-12), но с увеличением торцевых давлений до 200 кгс/см^2 удельные потери увеличиваются более чем в 2 раза [Л. 6-11] и возрастание происходит в основ-

Рис. 6-11. Увеличение удельных потерь стали Э330А от торцевого давления ($f=50 \text{ гц}$).



ном за счет потерь от вихревых токов. Для стали М-6 имеем следующее изменение потерь с возрастанием торцевого давления:

$\sigma, \text{ кгс/см}^2$	0	10	25	50	100	200
$p_{15/50}, \text{ вт/кг}$	1,04	1,10	1,32	1,51	1,84	2,82
$p_{\Gamma}, \text{ вт/кг}$	0,25	0,28	0,35	0,43	0,57	0,72
$p_{\text{в}}, \text{ вт/кг}$	0,79	0,82	0,97	1,08	1,27	2,10

Для поперечных образцов потери от гистерезиса и вихревых токов от торцевого давления возрастают почти в одинаковой степени:

$\sigma, \text{ кгс/см}^2$	0	10	25	50	100	200
$p_{10/50}, \text{ вт/кг}$	1,63	1,68	1,75	1,84	2,09	2,40
$p_{\Gamma}, \text{ вт/кг}$	0,43	0,47	0,48	0,50	0,52	0,53
$p_{\text{в}}, \text{ вт/кг}$	1,20	1,21	1,27	1,34	1,57	1,87

Заметное увеличение потерь от вихревых токов при трех видах сжимающих нагрузок следует связать с разрушением магнитной текстуры. По данным [Л. 6-13] имеется следующее изменение магнитострикции $\lambda_{1,5}$ при $B=1,5 \text{ тл}$ от торцевого давления:

$\sigma, \text{ кгс/см}^2$	0	20	40	60	80
$10^6 \lambda_s$	-0,5	+1,0	+13	+15	+17

В [Л. 6-14] исследовалось влияние сжимающих и растягивающих торцевых давлений при нагрузках до 2000 кгс/см^2 для текстурованной и нетекстурованной стали. Из рис. 6-13 следует, что при сжимающих нагрузках

1 000 кгс/см² удельные потери $p_{1,5/50}$ увеличиваются в 5 раз для текстурованной стали и в 1,7 раза для нетекстурованной. В [Л. 6-14] исследовалась также полная удельная мощность, $v \cdot a/\text{кг}$, которая оказалась более чувстви-

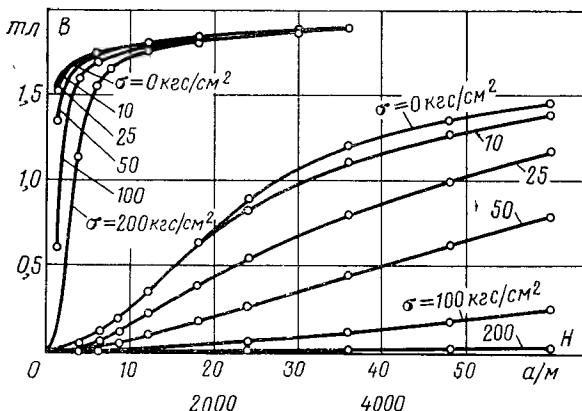


Рис. 6-12. Кривые намагничивания стали Э330А при разных значениях торцевого давления.

тельной к торцевым давлениям, чем удельные потери. В [Л. 6-9] изменение удельных потерь при торцевом давлении исследовалось при разных температурах образца (табл. 6-5).

Таблица 6-5

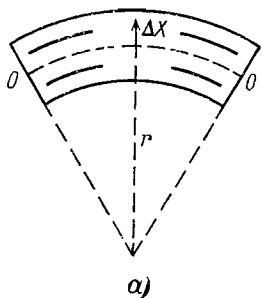
Удельные потери и коэрцитивная сила при разных торцевых давлениях и температурах образцов текстурованной стали

Температура образца, °С	Сжимающая нагрузка, кгс/см ²							
	0		7		14		28	
	$p_{1,5/50}$, вт/кг	H_c , а/м	$p_{1,5/50}$, вт/кг	H_c , а/м	$p_{1,5/50}$, вт/кг	H_c , а/м	$p_{1,5/50}$, вт/кг	H_c , а/м
20	1,16	33	1,21	34	1,27	36	1,42	42
200	1,06	32	1,11	33	1,17	35	1,32	40
300	1,02	30	1,07	31	1,13	33	1,28	37
400	0,96	—	1,01	—	1,07	—	1,22	—

Из данных табл. 6-5 следует, что с повышением температуры образца возрастание удельных потерь от растягивающих нагрузок несколько усиливается.

6-2. ВЛИЯНИЕ УПРУГОГО ИЗГИБА НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Упругий изгиб характеризуется неоднородной деформацией образца по его сечению. Как следует из эпюры напряжений (рис. 6-14), в верхних слоях образца от нейтральной линии имеются растягивающие, а в нижних — сжимающие напряжения. Величина этих напряжений определяется выражением



$$\sigma = E \frac{\Delta x}{r}, \quad (6-3)$$

где E — модуль упругости материала; Δx — расстояние от нейтральной линии; r — радиус изгиба.

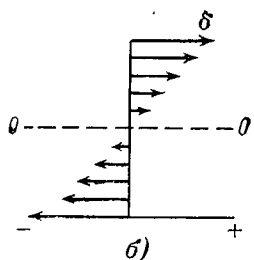


Рис. 6-14. Упругий изгиб образца (а) с эпюрой напряжений (б).

При модуле упругости $E = 1,2 \cdot 10^6 \text{ кгс/см}^2$ и пределе упругости $\sigma = 2500 \text{ кгс/см}^2$ для текстурованной стали толщиной $0,35 \text{ мм}$ изгиб пластин с $r > 9 \text{ см}$ происходит в упругой области и после снятия нагрузки пластины вновь принимают прямолинейное состояние. При изгибе пластин с радиусом $r < 9 \text{ см}$ после снятия нагрузки пластины сохраняют криволинейную форму, но со значительно большим радиусом.

После упругого изгиба пластины, находящиеся в прямолинейном состоянии, обладают такими же магнитными свойствами, как и до изгиба, тогда как в искривленном состоянии их свойства значительно хуже начальных.

В [Л. 6-15] было показано, что для образцов текстурованной стали с наименьшими потерями ($p_{1,5/50} = 0,92 \text{ вт/кг}$) увеличение удельных потерь и коэрцитивной силы от изгиба получается примерно в 1,5 раза больше, чем для образцов худшего качества ($p_{1,5/50} = 1,2 \text{ вт/кг}$). Значение $\Delta p/p$, %, при $r = 111 \text{ см}$ в таких образцах были получены соответственно 38 и 26%. Коэрцитивная сила в образце с $p_{1,5/50} = 0,92 \text{ вт/кг}$ от изгиба изменялась следующим образом ($d = 0,35 \text{ мм}$):

$r, \text{ см}$	∞	330	172	111	38	20
$H_c, \text{ а/м}$	53	62	77	87	98	104

В [Л. 6-16] рассматривалось возрастание потерь и понижение проницаемости текстурованной стали толщиной 0,35 мм с $p_{1,5/50} = 0,95 \text{ вт/кг}$ при изменении радиуса изгиба с 3000 до 54 см. Его результаты представлены на рис. 6-15. При изгибе пластины с радиусом 1000 см удельные потери возрастают на 10%, а при $r = 54 \text{ см}$ — на 45%. Намагничивающая мощность при изгибе пластин с радиусом 54 см возрастает почти в 6 раз.

В [Л. 6-17] показано, что изменение удельных потерь при изгибе зависит также от амплитуды магнитной индукции. Значения $\Delta p/p_{1,7}$ составляют примерно $2\Delta p/3p_{1,5}\%$ (рис. 6-16). Кривая намагничивания образцов текстурованной стали при изгибе с разными радиусами представлены на рис. 6-17. При изгибе пластин с радиусом 25 см значение $\Delta H/H$ составляет 800% при $B = 1,5 \text{ тл}$ и 300% при $B = 1,7 \text{ тл}$.

Увеличение потерь при изгибе связано не только с возрастанием гистерезисной составляющей, но и с увеличением потерь на вихревые токи ($d = 0,35 \text{ мм}$):

$r, \text{ см}$	∞	300	200	100	50	25
$p_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$	1,04	1,18	1,23	1,32	1,42	1,52
$p_r, \text{ вт/кг}$	0,25	0,30	0,32	0,36	0,40	0,44
$p_v, \text{ вт/кг}$	0,79	0,88	0,91	0,96	1,02	1,08

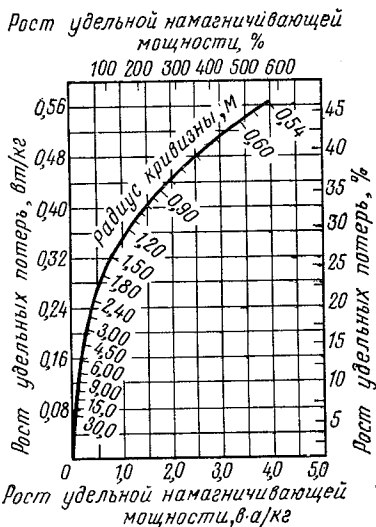


Рис. 6-15. Влияние упругого изгиба на удельные потери и полную удельную мощность при $B = 1,5 \text{ тл}$ и $f = 60 \text{ гц}$ холоднокатаной текстурованной стали с толщиной листа 0,35 мм.

Возрастание потерь от вихревых токов при изгибе, так же как и при сжимающих нагрузках, следует связать с разрушением магнитной текстуры. По данным

[Л. 6-16] при изгибе пластин с радиусом 54 см магнитострикция возрастает в 6 раз. Для горячекатаной электротехнической стали увеличение потерь и снижение проницаемости при изгибе в несколько раз меньше, чем для текстурованной стали. Ниже приводятся значения $\Delta p/p_{1,5}$ % и $\Delta H/H_{1,5}$ %, для пластин с разными радиусами изгиба для стали Э43А ($d=0,35$ мм):

r , см	200	100	50	25
$\Delta p/p_{1,5}$ %	1	2	4	8
$\Delta H/H_{1,5}$ %	9	12	15	20

Для образцов текстурованной стали разной толщины имеются следующие минимальные радиусы изгиба, при

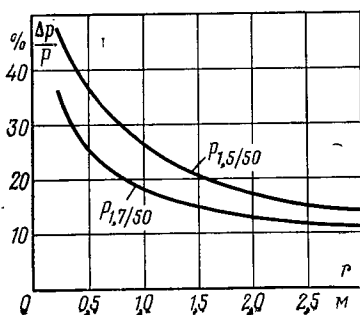


Рис. 6-16. Увеличение удельных потерь $\Delta p/p$ % стали Э330А в зависимости от радиуса изгиба пластин ($f=50$ гц, $d=0,35$ мм).

которых со снятием нагрузки еще получается восстановление магнитных свойств;

d , мм	0,5	0,35	0,2
r , см	15	10	6

В [Л. 6-18] рассматривается случай одновременного изгиба и растяжения ленты, что имеет место при смотке и резке рулонов на автоматических линиях. Для стали М-6 толщиной 0,35 мм были установлены следующие значения r при разных растягивающих напряжениях, σ_p , при которых еще не происходит увеличения удельных потерь:

σ_p , кгс/см ²	100	500	700	1 000
r , см	11,5	12,5	17,0	24,0

Если изгиб полос производить с радиусами, при которых получается пластическая деформация, то после снятия нагрузки полосы оказываются в искривленном состоянии. Магнитные характеристики таких полос

в принудительно выпрямленном состоянии будут уже ухудшены. Для примера приведем возрастание потерь для стали Э330А ($d=0,35$ мм):

$r, \text{ см}$	11	10	9	8	7
$\Delta p/p_{1,5}, \%$	0	2	4	8	15

В [Л. 6-19] изогнутые полосы с остаточной деформацией изгибались на первоначальный радиус в противо-

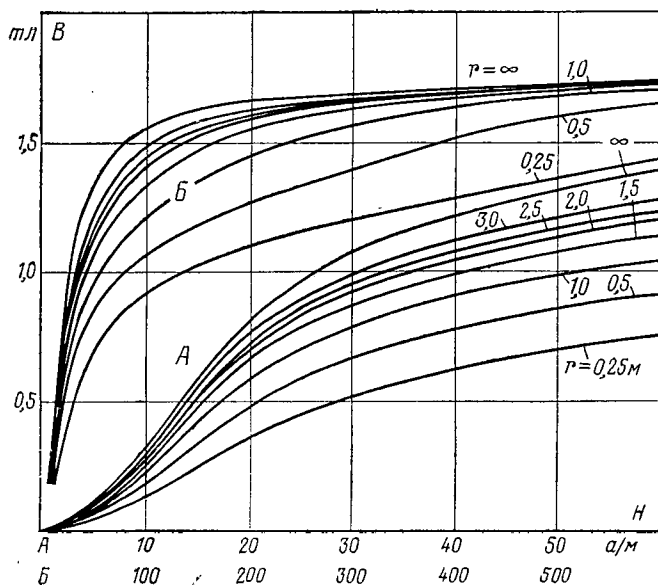


Рис. 6-17. Кривые намагничивания пластин холоднокатаной текстурованной стали с разным радиусом изгиба.

положную сторону и далее вновь перегибались с таким радиусом, чтобы стать прямыми. Оказалось, что при этом получается снижение удельных потерь $p_{1,5/50}$ до 10% (для стали Э320, $d=0,5$ мм):

$r, \text{ см}$	110	95	70	55	45	30	20
$\Delta p/p_{1,5}, \%$	-2	-8	-10	-10	0	+12	+17

Проведенное автором совместно с М. А. Малыгиным изучение этого явления на образцах стали Э330А и М-6 показало, что снижение удельных потерь при изгибе с перегибом происходит только тогда, когда сталь обладает несовершенной магнитной текстурой. При такой

легкой деформации образца получается уменьшение магнитострикции, что говорит о наведении магнитной текстуры в стали, за счет чего и происходит снижение удельных потерь. В образцах с малой магнитострикцией ($\lambda_s = (1 \div 2) \times 10^{-6}$) от изгиба образца с дальнейшим перегибом получается только увеличение удельных потерь.

Глава седьмая

ВЛИЯНИЕ НАКЛЕПА И ПОВТОРНОГО ОТЖИГА НА МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

7-1. ВЛИЯНИЕ РЕЗКИ, ШТАМПОВКИ, ЗАКАТКИ ЗАУСЕНЦЕВ И ДРУГИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ НА МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

а) Влияние резки и штамповки пластин на свойства стали

При рассмотрении влияния резки пластин из листов гильотинными ножницами на свойства стали необходимо учитывать следующие обстоятельства.

Если листовая сталь на металлургическом заводе отжигалась стопами, то в листах имеются напряжения

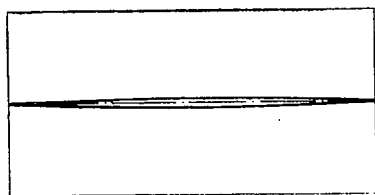


Рис. 7-1. Вид зазора при соединении двух половин разрезанного листа.

первого рода, возникающие из-за неоднородного охлаждения краевых и срединных частей листа. Краевые участки листа охлаждаются быстрее, чем срединные, в результате чего в срединных участках создаются растягивающие, а в краевых — сжимающие растяжения. Если лист разрезать на две части и сомкнуть их вместе,

то по линии реза возникает воздушный зазор (рис. 7-1), появление которого свидетельствует о частичном снятии напряжения первого рода. В рулонной холоднокатаной стали, где последний отжиг проходит в проходных печах, напряжения первого рода возникают в значительно меньшей степени. Таким образом, удельные потери

электротехнической стали после разрезки листов из-за снижения напряжений первого рода должны несколько снижаться. Это подтверждается непосредственными измерениями удельных потерь на целых и полущелых листах [Л. 7-1]. В табл. 7-1 приведены данные этих сравнительных измерений.

Таблица 7-1

Удельные потери в целых и полущелых листах

Марка стали	Толщина листа, мм	Удельные потери $P_{1,5/50}$, вт/кг	
		Целые листы шириной 750 мм	Полущелые листы
Э12	0,5	5,41	5,30
Э42	0,5	2,84	2,80
Э43	0,35	2,16	2,12
Э330 (рулон)	0,35	1,12	1,11

При дальнейшей разрезке листов горячекатаной стали снятие внутренних напряжений происходит еще в большей степени, что приводит к дальнейшему снижению удельных потерь. Но при разрезке листа на более узкие полосы все в большей степени будет сказываться влияние собственного наклепа на увеличение удельных потерь. В [Л. 7-1] установлено, что в горячекатаной электротехнической стали удельные потери на целых листах и полосках шириной 30 мм близки между собой (с точностью $\pm 3\%$).

Величина наклепа при разрезке листов на пластины зависит от остроты ножей, от силы удара прижимающих механизмов к листу в [Л. 7-2] показано, что для пластин холоднокатаной стали шириной 120—350 мм от ударов прижимающих механизмов по всей кромке реза удельные потери увеличиваются на 2%, а намагничивающее поле до 5%. При ударе прижимающего механизма к листу через резиновые прокладки не происходит увеличения потерь и намагничивающего поля.

Согласно литературным данным известно, что увеличение удельных потерь от собственного наклепа при резке эпштейновских полос зависит от толщины листа. Считается, что увеличение удельных потерь от наклепа в эпштейновских образцах холоднокатаной стали толщиной 0,35—0,50 мм составляет примерно 10%. При

разрезке листов на более широкие полосы удельные потери увеличиваются в меньшей степени, а более узких в большей. По данным [Л. 7-2] в табл. 7-2 приведены

Таблица 7-2

Увеличение удельных потерь в стали Э320 от разрезки листов на полосы

Толщина листа, мм	Увеличение $p_{1,5/50}$, %, в пластинах шириной, мм			
	80	160	240	320
0,35	7	4	2,5	1,5
0,50	9	6	3,5	2,5

данные увеличения удельных потерь от резки пластин шириной 80—320 мм в стали Э320 при $B=1,5 \div 1,7$ тл.

Для полос шириной менее 30 мм по [Л. 3-2] увеличение удельных потерь $p_{1,5/50}$ происходит более интенсивно (табл. 7-3).

Таблица 7-3

Увеличение удельных потерь от резки листов на полосы шириной менее 30 мм

Марка стали	Толщина листа, мм	Увеличение $p_{1,5/50}$, %, в полосках шириной, мм			
		30	10	5	2,5
Э330А	0,35	12	17	42	75
Э43	0,35	8	10	18	45
Э44	0,20	3	6	10	40

Следует отметить что более существенное увеличение потерь в образцах холоднокатаной стали следует связать с тем, что в текстурованной стали при наклепе происходит разрушение магнитной текстуры (§ 2-5), что приводит к дополнительному увеличению удельных потерь. Магнитная проницаемость от наклепа при резке полос снижается. Так, по [Л. 7-2] даже при нарезке пластин из холоднокатаной стали шириной 80—120 мм намагничивающее поле при $B=1,5$ тл возрастает на 20—30%.

Кривые намагничивания образцов холоднокатаной стали для полос в наклепанном состоянии шириной 30, 10, 5 и 2,5 мм представлены на рис. 7-2,а. Если сравнивать намагничивающее поле при $B=1,5$ тл в полосках в наклепанном состоянии с таким же полем в полосках

Таблица 7-4

Магнитная индукция штампованных колец и полос,
вырезанных ножницами (ширина 10 мм, сталь Э43)

$H, \text{ а/м}$	$B, \text{ тл}$	
	Полоса	Кольцо
8	0,032	0,018
40	0,40	0,25
80	0,72	0,46
400	1,20	1,00
800	1,35	1,20
2 500	1,50	1,44

шириной 30 мм после повторного отжига, то получается следующее снижение проницаемости от наклепа:

Ширина полосы, мм	30	10	5	2,5
Снижение проницаемости стали Э330, %	200	400	700	1 100

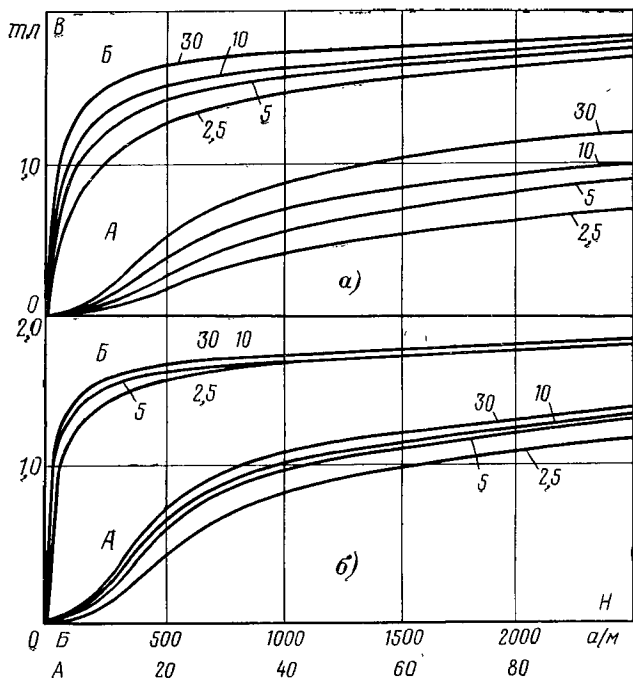


Рис. 7-2. Кривые намагничивания холоднокатаной текстурованной стали в полосах шириной 30, 10, 5 и 2,5 мм.

а — после резки; б — после повторного отжига при 800 °С в течение 2 ч.

При штамповке пластин магнитные свойства стали ухудшаются еще в большей степени, чем при вырезке гильотинными ножницами (табл. 7-4).

При изготовлении витых сердечников происходит неоднородная деформация во всем объеме металла (§ 6-2). Магнитные и электрические характеристики ленты в зависимости от радиуса изгиба ухудшаются в значительной степени. При упругом изгибе с $r=0,25$ м удельные потери $p_{1,5/50}$ в холоднокатаной текстурованной стали толщиной 0,35 мм возрастают на 50% (рис. 6-16), а магнитная индукция B_{500} снижается с 1,75 до 1,35 тл (рис. 6-17).

При изгибе пластин на радиус, вызывающий пластическую деформацию, магнитные свойства ухудшаются в еще большей степени. Даже магнитная индукция в сильных полях в стали Э330А снижается значительно, что видно из следующих данных:

$r, \text{ м}$	∞	0,07	0,03
$B_{2500}, \text{ тл}$	1,90	1,26	1,10

б) Влияние закатки заусенцев на свойства стали

На кромках пластин при вырезке их гильотинными ножницами или штамповке образуются заусенцы, закатываемые на специальных вальцевальных машинах. При этой операции происходит деформация поверхностных слоев не только вблизи реза, но и в некоторой степени всей поверхности. В [Л. 7-3] применительно к силовым трансформаторам

типа ТМ 1000/10-А установлено следующее ухудшение электромагнитных характеристик стали Э330А от закатки заусенцев: удельные потери $p_{1,65/50}$ увеличились на 12%, ток холостого хода возрос на 66%. Закатка заусенцев проводилась таким образом, что направление движения пластин в станке совпадало с направлением прокатки.

В [Л. 7-4] закатка заусенцев проводилась при

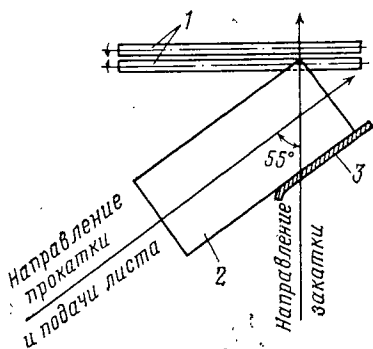


Рис. 7-3. Расположение пластины на столе закатного станка.

1 — закатные валки; 2 — пластина; 3 — направляющая.

задаче в станок пластин под разными углами к прокатке. На рис. 7-3 показан случай, когда угол между направлением проката и направлением прокатки составляет 55° .

На рис. 7-4 показано увеличение удельных потерь и намагничивающего поля от закатки заусенцев при разных углах α задачи листа в вальцевальный станок. Из этих материалов следует, что значения $\Delta p/p$, %, и $\Delta I/I$, %, существенно зависят от угла α .

При $\alpha=55^\circ$ (рис. 7-3) получается наименьшее ухудшение характеристик. Столь заметную анизотропию ухудшения электромагнитных характеристик от угла α при закатке заусенцев можно объяснить анизотропией модуля упругости (табл. 1-5). Так как модуль упругости стали Э330 является наибольшим под углом 55° к прокатке, но это должно приводить к наименьшей остановочной деформации при механической обработке.

Рулонная сталь на заводах электропромышленности прежде всего подвергается обрезке кромок и разрезке на полосы необходимой ширины дисковыми ножницами. При этой операции на кромках полос также образуются заусенцы. В [Л. 7-5] предложено устройство, позволяющее на агрегате по продольному раскрою ленты не закатывать, а срезать получаемые заусенцы.

К ухудшению электромагнитных характеристик приводит также пробивка отверстий, деформация пластин при сборке магнитопровода и др. По [Л. 7-6] увеличение потерь в сердечнике от пробивки отверстий в магнитопроводах силовых трансформаторов достигает 8—10%, а тока холостого хода на 20—30%. Применяемая в настоящее время бесшпильчатая стяжка магнитопроводов вызывает меньшее ухудшение свойств.

В [Л. 7-3] показано, что простая перешихтовка магнитопроводов силовых трансформаторов приводит к уве-

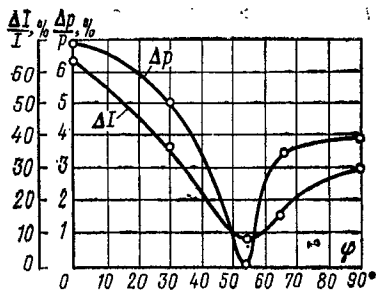


Рис. 7-4. Зависимость прироста удельных потерь $\Delta p/p$, %, и намагничивающего тока в магнитопроводе трансформатора из стали Э330 от угла φ направления закатки заусенцев и направления прокатки в листах.

ллению удельных потерь до 5% и намагничивающего тока до 15%. Это связано с тем, что часть пластин изгибается с малым радиусом, что приводит к их пластической деформации. Особую осторожность при шихтовке магнитопроводов необходимо проявлять к стали толщиной менее 0,35 мм.

7-2. ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО ОТЖИГА НА МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Ухудшение магнитных свойств, связанное с технологическими операциями, изложенными в § 7-1, могут быть в одних случаях почти в полной мере, а других частично устранено повторным отжигом. Снятие напряжений в наклепанных пластинах происходит путем возврата и рекристаллизации. Различают две стадии возврата — отдых и полигонизацию [Л. 7-7]. Под отдыхом понимают уменьшение точечных дефектов и перераспределение дислокаций без образования новых границ, а под полигонизацией — образование малоугольных границ. Внутри зерен возникают новые границы между субзернами, которые имеют между собой малую разориентировку.

Снятие напряжений путем возврата происходит при малых деформациях. При сравнительно больших деформациях ($\epsilon > 2\%$) при отжиге стали происходит рекристаллизация и вновь образованные зерна свободны от напряжений.

В [Л. 7-8] показано, что при деформации горячекатаной трансформаторной стали до 1% и повторном отжиге при 800 °С коэрцитивная сила не восстанавливается до прежних значений, что видно из следующих данных:

	H_c , а/м
После отжига на металлургическом заводе	28
После холодного обжатия на 1%	60
После повторного отжига на 800—850 °С	44

При изготовлении магнитопроводов на электромашиностроительных заводах значительная деформация металла имеется только на участках, непосредственно прилегающих к линии реза заготовки. По [Л. 7-9] зона наклепа распространяется на глубину до 1 мм. Для полос шириной более 30 мм зона наклепа по сравнению с общим объемом металла сравнительно мала, поэтому неполное восстановление свойств в зоне деформации бу-

дет незначительно сказываться на магнитных свойствах всего объема металла.

По данным фирмы Сурахаммер (Швеция) снижение удельных потерь при повторном отжиге пластин холоднокатаной стали марки М-6 составляет:

Ширина пластин, мм	30	50	100
Снижение удельных потерь при повторном отжиге, %	15	9	7

В эпштейновских полосках шириной 30 мм удельные потери после повторного отжига снижаются на 8—15%. На пластинах шириной менее 30 мм зона наклепа от резки или штамповки может составлять значительную часть от общего объема металла. В табл. 7-4 [Л. 3-2] приводится процент увеличения коэрцитивной силы и удельных потерь в полосках шириной 2,5—10 мм после повторного отжига при 800 °С в течение 2 ч.

Таблица 7-4

Увеличение коэрцитивной силы и удельных потерь, %, в полосках шириной 10,5 и 2,5 мм по отношению к полоскам шириной 30 мм после повторного отжига

Марка стали	Толщина листа, мм	Параметр	Полоса шириной, 30 мм	Полоска шириной, мм		
				10	5	2,5
Э330А	0,35	$H_c, \text{ а/м}$	6	35	37	42
		$p_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$	1,10	27	35	46
Э43А	0,35	$H_c, \text{ а/м}$	22	6	12	18
		$p_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$	2,20	8	16	21
Э42	0,5	$H_c, \text{ а/м}$	37	6	8	10
		$p_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$	3,10	7	10	12
Э12	0,5	$H_c, \text{ а/м}$	50	4	10	12
		$p_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$	7,00	7	12	15

Из данных табл. 7-4 следует, что в полосках шириной 2,5 мм H_c и $p_{1,5/50}$ после повторного отжига превышает исходное значение на 40% в холоднокатаной текстурованной стали и до 10—20% в горячекатаной стали. Значительное увеличение H_c и $p_{1,5/50}$ в узких полосках холоднокатаной стали после повторного отжига следует объяснить следующим: в улучшении магнитных свойств этой стали значительную роль играет магнитная текстура, которая является очень чувствительной к напряже-

ниям. Достаточно сказать, что при отжиге полос шириной 30 мм с наклепом от резки магнитострикция насыщения снижается с $(8-10)10^{-6}$ до $(1-3)10^{-6}$. Так как в узких полосках и после повторного отжига сохраняется некоторая зона наклепа, то это приводит к ухудшению магнитной текстуры. В горячекатаной электро-технической стали по этой причине не происходит ухудшения магнитных свойств.

Если проводить повторные отжиги пластин текстурованной холоднокатаной стали при более высоких температурах, то согласно [Л. 7-9, 1-44] на участках, прилегающих к линии реза, вырастают новые беспорядочно ориентированные зерна, что даже не способствует полному восстановлению магнитных свойств.

В табл 7-5 по данным [Л. 1-44] показано изменение удельных потерь в холоднокатаной текстурованной и малотекстурованной стали после деформации с $\epsilon=0,1$ и 3% и повторных отжигов при разных температурах.

Таблица 7-5

Степень ухудшения удельных потерь холоднокатаной стали после деформации и повторного отжига

Характеристика стали	Процент деформации, %	Увеличение удельных потерь, %, после отжига при t , °C				
		700	800	900	1 000	1 100
Текстурованная	0,1	75	25	10	10	10
	3	130	50	20	30	40
Малотекстурованная	0,1	10	3	—5	—15	—
	3,0	20	8	0	—5	—

В образце холоднокатаной стали с деформацией $\epsilon=3\%$ при повышении температуры повторного отжига с 900 до 1 100 °C удельные потери заметно возрастают, что связано с увеличением объема зерен с беспорядочной ориентацией. В образцах нетекстурованной и малотекстурованной стали за счет укрупнения зерна при повторном отжиге можно получить лучшие магнитные свойства по отношению к исходному состоянию, что наглядно видно из последних двух строк табл. 7-5.

Это можно подтвердить еще следующим примером. Если мелкозернистую динамную сталь в полосках шириной 2,5 мм подвергнуть повторному отжигу, то можно

Таблица 7-6

**Величина зерна и коэрцитивная сила в образцах
динамной стали**

Характеристика образца	Количество зерен на 1 мм ² площади шлифа	Коэрцитивная сила, а/м
На металлургическом заводе	400	93
Вырезка ножницами полосок шириной 2,5 мм	400	125
Повторный отжиг при 850 °С в течение 2 ч	150	73

получить снижение коэрцитивной силы по сравнению с начальным состоянием (табл. 7-6).

В настоящее время широкое применение находят витые магнитопроводы, в которых деформация металла зависит от радиуса изгиба и толщины ленты. При толщине ленты 0,35 мм и $r=80$ мм поверхностные слои ленты уже будут испытывать пластическую деформацию, а внутренние — упругую. Отличительная особенность такого вида деформации состоит в деформации всего объема металла, что может приводить к еще более существенному ухудшению магнитных свойств, чем при штамповке.

По данным [Л. 7-10] после навивки из холоднокатаной стали магнитопроводов диаметром 20 — 28 мм максимальная проницаемость снижается в 15 раз, а магнитные характеристики имеют значения, представленные в табл. 7-7.

Таблица 7-7

**Магнитные свойства холоднокатаной стали после
деформации изгибом и повторного отжига**

Параметр	Первичный отжиг, при 1 150 °С	Деформация изгибом ($r=10\div 14$ мм)	Повторный отжиг при 1 150 °С
μ_H	4 000	—	≈ 3 200
$\mu_{\text{макс}}$	49,800	3 300	35 800
$H_c, \text{ а/м}$	10,4	17,4	13,0
$B_{2500}, \text{ тл}$	1,86	1,20	1,76

Несмотря на то, что повторный отжиг проводился при $t=1\,150^\circ\text{C}$, полного восстановления магнитных свойств не получилось. Снижение магнитной индукции B_{2500} с 1,86 до 1,76 тл говорит так же об ухудшении кристал-

лической текстуры за счет роста при повторном отжиге новых зерен с беспорядочной ориентацией.

На основании того, что восстановление магнитных свойств после наклепа и повторного отжига происходит не в полной мере, в [Л. 7-8] поставлен вопрос о широком использовании на электромашиностроительных заводах стали неотожженной металлургическими предприятиями. Отжиг штамповок у потребителя должен при этом проводиться по режиму, указываемому поставщиком.

В соответствии с ГОСТ 9925-61 холоднокатаная лента толщиной 0,15 — 0,08 мм в настоящее время поставляется в неотожженном состоянии, а на заводах-потребителях производится высокотемпературный отжиг сердечников.

В [Л. 4-20] изучались удельные потери и проницаемость (μ_{20} и $\mu_{\max}$) в ленточных магнитопроводах из стали Э360 толщиной 0,08 мм, изготовленных по следующим трем вариантам:

первый вариант — ленту, прошедшую высокотемпературный отжиг, навивали на оправку без натяжения и отжигали повторно при $t=850^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч;

второй вариант — ленту, также прошедшую высокотемпературный отжиг, навивали на оправку с натяжением 500 кгс/см² и подвергали повторному отжигу при 850 °C в течение 4 ч;

третий вариант — ленту, не прошедшую высокотемпературного отжига, навивали на оправку с натяжением 500 кгс/см² с нанесением термостойкого покрытия и подвергали высокотемпературному отжигу.

Результаты измерения максимальной проницаемости на постоянном токе получились следующие:

Вариант	1	2	3
Максимальная проницаемость	40 000	36 000	45 000

Из этих данных следует, что наибольшие значения максимальной проницаемости соответствуют магнитопроводу, изготовленному по третьему варианту, хотя различие в проницаемости между первым и третьим вариантом является небольшим (12%). При частоте переменного поля 1 000 гц это различие в магнитных проницаемостях сохраняется примерно таким же:

Вариант	1	2	3
Максимальная проницаемость при частоте поля 1 000 гц	23 800	21 800	27 000

Удельные потери при повышенной частоте переменного поля также являются наименьшими для третьего варианта магнитопроводов:

Вариант	1	2	3
$P_{1,5/500}$, <i>вт/кг</i>	13,9	14,8	12,6
$P_{1,0/1000}$, <i>вт/кг</i>	22,2	24,4	21,5

Заметно увеличенные потери для второго варианта магнитопроводов следует связать с плохой межвитковой изоляцией. Тем не менее из результатов [Л. 4-20] видно, что применение неотожженной холоднокатаной текстурованной ленты на заводах-потребителях с применением высокотемпературного отжига приводит к некоторому улучшению магнитных свойств стали. Учитывая это обстоятельство, в проекте ГОСТ на холоднокатаную ленту устанавливаются двойные нормы по магнитным характеристикам стали — в нагартованном или отожженном состоянии. Образцы, изготовленные из стали в нагартованном состоянии, должны на заводах-потребителях подвергаться высокотемпературному отжигу, а из отожженной — низкотемпературному (750—850 °С).

Для стали Э360А в разрабатываемом стандарте взамен ГОСТ 9925-61 устанавливается следующее различие в магнитных характеристиках (табл. 7-8). Магнитные характеристики стали указаны после высокотемпературного отжига у потребителя.

Таблица 7-8

Значения магнитных характеристик холоднокатаной ленты Э360А, поставляемой в нагартованном или отожженном состояниях

Толщина ленты, мм	Состояние ленты	Магнитная индукция, тл, при H , а/м			Удельные потери, вт/кг	
		40	80	1 000	$P_{1,0/400}$	$P_{1,5/400}$
0,15	Отожженное Нагартованное	0,9	1,2	1,65	7,5	17
		1,1	1,35	1,75	7,5	15
0,10	Отожженное Нагартованное	0,9	1,2	1,65	7,5	16
		1,1	1,35	1,75	7,0	14
0,08	Отожженное Нагартованное	0,9	1,2	1,65	7,5	16
		1,1	1,35	1,75	7,0	14

Малое различие в удельных потерях при частоте переменного поля 400 гц в ленте разной толщины (0,15—0,08 мм), как следует из гл. 3, объясняется тем, что снижение потерь от вихревых токов в ленте толщиной 0,08 мм почти полностью скомпенсировано увеличением потерь от гистерезиса. При повышенной частоте такая компенсация будет происходить в меньшей степени, что видно из данных, представленных в табл. 7-9 (проект ГОСТ).

Таблица 7-9

Удельные потери при частоте 1 000 гц холоднокатаной ленты, поставляемой в нагартованном или отожженном состоянии

Толщина ленты, мм	Состояние ленты	Удельные потери, $P_{1,0/1000}$, вт/кг
0,10	Отожженное	29
	Нагартованное	27
0,08	Отожженное	27
	Нагартованное	25
0,05	Отожженное	25
	Нагартованное	23

Широкое применение находит холоднокатаная мало-кремнистая динамная сталь. В отожженном состоянии она является очень вязкой и штамповка пластин сложной формы из такой стали затруднена. По [Л. 7-11] штампы из нагартованной динамной стали выдерживают в 2 раза больше ударов, чем из отожженной. Поставка этой стали в нагартованном виде с последующим низкотемпературным отжигом на электромашиностроительных заводах несет экономическую выгоду не только от увеличения стойкости штампов, но и от использования в полной мере магнитных свойств стали [Л. 7-12].

Что касается холоднокатаной текстурованной стали толщиной 0,28 — 0,50 мм, поставляемой в виде рулонов и идущей для изготовления главным образом крупных магнитопроводов, то ее конечный отжиг целесообразно проводить на металлургических заводах.

а) Условия отжига стали

Выбор режима повторного отжига пластин, штамповок и ленточных сердечников зависит от характера и степени их деформации, марки стали, ее состава по легиру-

ющим элементам и тем магнитным характеристикам, которые имеют основное значение для данного вида изделий.

Для холоднокатаной текстурованной стали, применяемой в крупных магнитопроводах, сейчас для повторного отжига широкое применение находят проходные печи. Нашей промышленностью выпускается печь ОКБ-885 [Л. 7-13], которая имеет следующие характеристики: максимальная температура 800 °С; длина печи 28 м; скорость прохождения пластин 7 м/мин, производительность печи 1,5 т/ч.

Изменение температуры по длине печи показано на рис. 7-5. Полный цикл отжига в этой печи составляет всего около 3 мин, а скорость охлаждения при $t = 800 \div 400$ °С примерно равна 24 000 °С/ч. Так как отжиг пластин в этой печи производится поштучно, то по плоскости пластин практически не возникают градиенты температур и никакого коробления металла по этой причине нет.

Что касается восстановления магнитных свойств при таком кратковременном отжиге, то они восстанавливаются в такой же степени, как и после отжига в контейнерных печах. По данным [Л. 7-14] отжиг пластин трансформатора ТМ 1000/10-А в проходной печи снижает удельные потери на 6—7%, а ток холостого хода — на 17%.

Согласно [Л. 1-55] по исследованию эшштейновских образцов стали Э330—Э330А после повторного отжига имеется следующее снижение удельных потерь:

Снижение $p_{1,5/50}$ при отжиге в азоте, $t = 800$ ° в течение 2 ч...	14%
Снижение $p_{1,5/50}$ при отжиге в проходной печи, $t = 800$ °С в течение 3 мин	13%

Большая скорость охлаждения пластин после отжига может привести к увеличению потерь при длительной эксплуатации за счет процессов старения (гл. 5). Учитыв-

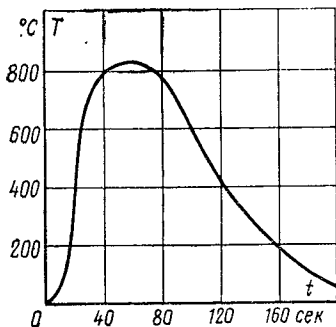


Рис. 7-5. Кривые нагрева пластин трансформаторной стали в печи типа ОКБ-885.

вая, что холоднокатаная текстурованная сталь является достаточно чистой по включениям, у нее не получается заметного увеличения коэффициента старения от отжига в проходной печи [Л. 7-15]. По данным [Л. 1-55] в стали Э330—Э330А коэффициент старения по этой причине возрос всего на 2%. Так как длительность отжига стали в проходной печи исчисляется минутами, то защитная атмосфера в печи может отсутствовать. Из [Л. 7-14] следует, что после такого отжига даже несколько улучшаются электроизоляционные свойства покрытия. Применение этих печей для отжига малотекстурованной стали, где может быть значительное количество примесей, следует предварительно апробировать.

Для пластин, которые охлаждаются пачками или стопами, скорость нагрева должна быть ограничена. При больших скоростях нагрева и охлаждения возникают значительные градиенты температур между отдельными участками пластин, что приводит к короблению пластин.

Ограничения по скорости нагрева и охлаждения должны прежде всего соблюдаться при высоких температурах отжига ($t > 600^\circ\text{C}$), когда предел текучести металла очень мал. В каталоге английской фирмы Стил Компани Уэллс указывается, что при $t = 700 \div 800^\circ\text{C}$ для пластин шириной 20 мм скорость нагрева может составлять 30—50 $^\circ\text{C}/\text{ч}$, для пластин шириной 750 мм — 3—5 $^\circ\text{C}/\text{ч}$.

Чтобы избежать коробления, по данным [Л. 7-11] пластины по отношению к нагревателям необходимо располагать таким образом, чтобы вся поверхность пластины находилась в зоне равномерной температуры. Особенно перегреву или переохлаждению подвергаются углы пластин, которые необходимо закрывать с помощью отражающих тепло экранов. Оптимальная скорость нагрева и охлаждения при повторном отжиге зависит от профиля пластин, массы садки, типа и мощности печи.

Максимальная температура повторного отжига для холоднокатаной текстурованной стали с электроизоляционным покрытием составляет 790—820 $^\circ\text{C}$. Отжиг этой стали при более высокой температуре может привести к ухудшению электроизоляционных свойств покрытия.

В некоторых марках горячекатаной трансформаторной стали (Э41—Э43 с толщиной листа 0,5 мм) имеется повышенное содержание алюминия (0,07—0,12%). Если повторный отжиг такой стали проводить при $t > 850^\circ\text{C}$, то можно получить существенное ухудшение свойств.

При температуре отжига выше 850 °С алюминий легко соединяется с кислородом и азотом, образуя увеличенное количество включений, которые тормозят процессы перематничивания в стали.

В [Л. 7-16] изучалось влияние температуры повторно-го отжига пакетов статоров электродвигателей, изготов-ленных из динамной стали. При температуре отжига 800 °С удельные потери снижаются более существенно, чем при отжиге при 660 — 680 °С (табл. 7-10).

Таблица 7-10

Снижение удельных потерь в пакетах статоров при повторном отжиге при разных температурах

Габарит электро- двигателя	$t=660\div 680\text{ }^{\circ}\text{C}$		$t=800\text{ }^{\circ}\text{C}$	
	$\Delta p/p_{1,0},\text{ \%}$	$\Delta p/p_{1,5},\text{ \%}$	$\Delta p/p_{1,0},\text{ \%}$	$\Delta p/p_{1,5},\text{ \%}$
1	17	14	20	16
3	16	11	18	14
6	19	13	17	14
7	—	—	17	13

Холоднокатаную текстурованную сталь толщиной менее 0,20 мм, идущую для изготовления ленточных маг-нитопроводов с малым радиусом кривизны, лучше при-менять в неотожженном виде. Отжиг готовых магнито-проводов следует проводить по режиму, рекомендован-ному металлургическим заводом. Для штамповок и лепточных магнитопроводов малых размеров, изготов-ленных из отожженной нетекстурованной электротехни-ческой стали ($\text{Si}=3\div 4\%$) с малым содержанием алюми-ния ($\text{Al}\leq 0,03\%$), повторный отжиг возможно проводить при более высоких температурах (900 — 1 200 °С) и дли-тельных выдержках, исчисляемых часами. Если началь-ный отжиг стали проводится при $t=800\text{ }^{\circ}\text{C}$, то при по-вторном высокотемпературном отжиге магнитные свой-ства могут быть заметно улучшены.

б) Среда отжига

Среда повторного отжига зависит от максимальной температуры отжига и структурного состояния стали, т. е. от степени завершения процессов рекристаллизации, количества вредных примесей, способных удаляться или перераспределяться при дальнейших термических обра-

ботках. Для холоднокатаной текстурованной стали (Э330А, М-6 и др.), содержащей малое количество примесей, отжигаемой при $t=790\div 820^\circ\text{C}$, среда отжига должна быть нейтральной (азот), а при применении проходных печей возможен отжиг в окислительной атмосфере. Отжиг холоднокатаной стали с электроизоляционным покрытием в сухом водороде не рекомендуется из-за разрушения покрытия.

Особенно большое значение имеет среда отжига при отжиге стали с несовершенной структурой. По данным [Л. 2-15] при отжиге стали ЭО200 в азотно-водородной смеси удельные потери получаются заметно ниже, чем при отжиге в азоте (табл. 7-11).

Таблица 7-11

**Магнитные свойства стали ЭО200 при отжиге
в разных средах**

Температура отжига, $^\circ\text{C}$	Защитная среда	Удельные потери, вт/кг		Магнитная индукция B_{2000} , тл
		$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	
750—780	Азот	2,9—3,0	6,2—7,0	1,65
750—780	Смесь азота и водорода (20%)	2,5—2,8	5,6—6,0	1,65

Большое распространение получил отжиг в вакууме при разной степени разряжения (10^{-1} — 10^{-4} мм рт. ст.), при котором происходят также процессы рафинирования стали.

Для листовой стали, не имеющей электроизоляционного покрытия, при термической обработке применяется оксидирование. По данным [Л. 7-17] оптимальной температурой оксидирования в воздушной атмосфере является $650\text{—}700^\circ\text{C}$ с выдержкой в печи 15—20 мин. Температура оксидирования существенно зависит от содержания кремния. Толщина оксидной пленки при таком режиме оксидирования составляет 3—5 мкм, а ее электроизоляционные свойства не уступают лаковой пленке.

В гл. 4 показывается, что применение длительного низкотемпературного отжига в слабоокислительной среде (600°C в течение 20—40 ч) приводит к заметному повышению проницаемости в слабых полях. В [Л. 7-18] также показывается, что при оксидировании стали происходит улучшение ее магнитных свойств. Исследуя

холоднокатаную сталь Э310, они получили повышение проницаемости при $H=0,8$ а/м за счет оксидирования в 3—5 раз. Такое изменение магнитных свойств можно объяснить уменьшением концентрации примесей и переходом их в окислы. Однако улучшение магнитных свойств в холоднокатаной текстурованной стали при создании оксидных пленок в [Л. 2-40] связывается с наведением магнитной текстуры вдоль направления прокатки.

Таким образом, применяя оксидирование магнитопроводов из холоднокатаной текстурованной ленты при $t=600\div 800^\circ\text{C}$ можно одновременно с созданием оксидной пленки улучшить свойства стали, как это получается и при нанесении термостойкого электроизоляционного покрытия. Нанесение оксидной пленки на термостойкое электроизоляционное покрытие уже не может сколько-нибудь заметно улучшить свойства стали. При длительных нагревах стали (20—40 ч) в окислительной среде при $t=600\div 700^\circ\text{C}$, описанных в гл. 4, повышение проницаемости связывается с перераспределением примесей по объему зерна.

В [Л. 4-13] показывается, что плотность дислокаций после таких отжигов значительно снижается, а на границах зерен возникает увеличенное количество примесей. Подтверждением последнего является другой характер излома при испытании на перегиб. Если в образцах, не подвергнутых низкотемпературному отжигу, излом металла происходит не только на границах, но и по телу зерен, то в образцах с длительным низкотемпературным отжигом — только по границам зерен.

Глава восьмая

ИЗМЕРЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

8-1. ОБЩИЕ ЗАМЕЧАНИЯ

Хотя электротехническая сталь в большинстве случаев предназначена для изготовления магнитопроводов, намагничивание которых производится в переменном магнитном поле, тем не менее магнитные характеристики в постоянном магнитном поле играют заметную роль в оценке качества электротехнической стали. Для технических расчетов наибольшее значение имеет коммутационная

или основная кривая намагничивания, являющаяся геометрическим местом вершин симметричных циклов гистерезиса.

Определение основной кривой намагничивания производится после размагничивания образца переменным магнитным полем с плавной убывающей амплитудой, при котором остаточная индукция обращается в нуль. Тем самым устраняется влияние предыстории образца на вид кривой. Для замкнутой магнитной цепи, тороидальные образцы, ленточные сердечники, расчет напряженности поля, $\mathcal{H}$, производится в системе СГСМ по формуле

$$\mathcal{H} = 0,4\pi I \omega_1 / l, \quad (8-1)$$

где l — длина магнитного поля, см; ω_1 — число витков намагничивающей обмотки; I — сила тока, а.

В системе СИ напряженность поля, а/м, вычисляется по формуле

$$\mathcal{H} = I \omega_1 / l, \quad (8-2)$$

где l — длина магнитного пути, м.

В тороидальных образцах, изготовленных из изотропного в магнитном отношении материала размагничивающее поле равно нулю. В разомкнутых образцах внутреннее магнитное поле связано с внешним полем соотношением

$$\mathcal{H} = \mathcal{H}_e - N J, \quad (8-3)$$

где N — коэффициент размагничивания; J — намагниченность.

Коэффициент размагничивания N для тел некоторых простых форм известен [Л. 8-1, 8-2]. Во всех остальных случаях он должен определяться экспериментально. Для измерения кривых намагничивания широко применяется баллистический метод. Основой метода является применение баллистического гальванометра для измерения магнитного потока.

8.2. ТЕОРИЯ БАЛЛИСТИЧЕСКОГО ГАЛЬВАНОМЕТРА

Баллистический гальванометр является прибором магнитоэлектрической системы. Для увеличения чувствительности рамка гальванометра подвешена на тонкой нити, а отсчет показаний прибора производится с помощью светового зайчика. Основной особенностью баллистического гальванометра является большой период колебания его рамки (12—30 сек), в то время как для обычного гальванометра, предназначенного для измерения слабых токов (10^{-8} — 10^{-10} а), его величина составляет 3—5 сек.

Известно, что при кратковременном импульсе (доли секунды) угол первого поворота рамки баллистического гальванометра (или отклонение светового зайчика по шкале) пропорционален количеству электричества, протекающему через рамку:

$$\alpha_m = S'_6 Q, \quad (8-4)$$

где α_m — максимальный угол поворота, деление шкалы; S'_6 — чувствительность баллистического гальванометра, деление/к; Q — количество протекающего электричества, к.

Чем выше чувствительность баллистического гальванометра, тем больше угол поворота рамки гальванометра при прохождении через нее одного и того же количества электричества. Величина, обратная чувствительности, называется баллистической постоянной, кулон/деление:

$$C'_6 = 1/S'_6. \quad (8-5)$$

Уравнение движения рамки гальванометра имеет вид:

$$J \frac{d^2\alpha}{dt^2} + P \frac{d\alpha}{dt} + W\alpha = \Phi i, \quad (8-6)$$

где J — момент инерции подвижной системы; P — момент торможения; W — момент кручения подвижной системы; α — угол отклонения рамки гальванометра; Φ — магнитный поток, сцепляющийся с рамкой; i — ток в рамке.

Для баллистического гальванометра после прохождения кратковременного импульса ($i=0$) уравнение (8-6) принимает вид:

$$J \frac{d^2\alpha}{dt^2} + P \frac{d\alpha}{dt} + W\alpha = 0. \quad (8-7)$$

В зависимости от соотношения коэффициентов J , P и W возможны три режима работы гальванометра:

- 1) $P/2J > \sqrt{W/J}$ — аperiodический режим движения рамки;
- 2) $P/2J = \sqrt{W/J}$ — критический режим движения рамки;
- 3) $P/2J < \sqrt{W/J}$ — периодический режим движения рамки.

Значения J и W являются постоянными для данного гальванометра, а момент торможения P в значительной части определяется моментом электромагнитного торможения

$$P = \frac{\Phi^2}{R_{в.г} + R_r}, \quad (8-8)$$

где R_r — сопротивление гальванометра; $R_{в.г}$ — сопротивление внешней цепи гальванометра; P — момент торможения.

Сопротивление $R_{в.г}$, при котором выполняется второе условие, называется критическим сопротивлением R_k , в этом случае рамка гальванометра после отклонения на максимальное деление возвращается в нулевое положение, не переходя его. При $R_{в.г} > R_k$ момент торможения уменьшается и рамка гальванометра совершает затухающее колебательное движение. При $R_{в.г} < R_k$ гальванометр находится в переусвоенном состоянии. Соотношение (8-4) справедливо для любого режима работы гальванометра.

Легко показать, что от соотношения $Q = C'_{\phi} \alpha_m$ можно перейти к зависимости

$$\Delta\Phi = C_{\phi} \alpha_m. \quad (8-9)$$

Из (8-9) следует, что чем меньше C_{ϕ} , тем при одном и том же изменении магнитного потока будет больше отклонение светового зайчика гальванометра.

На рис. 8-1 показана принципиальная схема установки, где путем быстрого изменения силы тока в на-

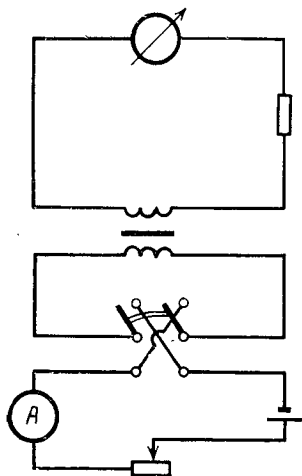


Рис. 8-1. Принципиальная схема баллистической установки.

магничивающей обмотке создается изменение магнитного потока в образце $\Delta\Phi$, которое вызывает соответствующее отклонение баллистического гальванометра.

8-3. ГРАДУИРОВКА БАЛЛИСТИЧЕСКОГО ГАЛЬВАНОМЕТРА

При изменении магнитного поля от $+H_m$ до $-H_m$ магнитный поток в образце изменяется на $2\Phi_m$. Если измерительная обмотка состоит из w_2 витков, то

$$\left. \begin{aligned} \Delta\Phi &= 2Bs w_2 = C_b \alpha_m; \\ B &= C_b \alpha_m / (2w_2 s), \end{aligned} \right\} \quad (8-10)$$

где s — сечение образца, $см^2$ ($м^2$); C_b — баллистическая постоянная, $мкс/деление$ ($вб/дел$); B — магнитная индукция, $гс$ ($тл$).

Градуировка баллистического гальванометра производится с помощью катушки взаимной индуктивности по схеме рис. 8-2.

В системе единиц СГСМ

$$\left. \begin{aligned} \Delta\Phi &= M \Delta I \cdot 10^8 = C_b \alpha_m; \\ C_b &= \frac{M \Delta I}{\alpha_m} \cdot 10^8, \end{aligned} \right\} \quad (8-11)$$

где $\Delta\Phi$ — $мкс$; C_b — $мкс/деление$.

В международной системе единиц СИ

$$\Delta\Phi = M \Delta I = C_b \alpha_m; \quad C_b = \frac{M \Delta I}{\alpha_m},$$

где $\Delta\Phi$ — $вб$; C_b — $вб/деление$; M — взаимная индуктивность, $гн$; ΔI — изменение тока, равное $2I$, $а$.

Для градуировки баллистического гальванометра обычно применяется катушка взаимной индуктивности с $M=0,01$ $гн$. Катушка индуктивности обычно монтируется в общей схеме баллистической установки (рис. 8-2). Когда переключатель Π_1 стоит в положении I, ток от источника питания поступает

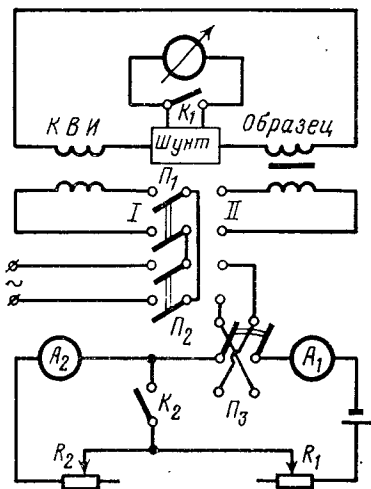


Рис. 8-2. Схема баллистической установки для определения кривой намагничивания и цикла гистерезиса.

в первичную обмотку катушки взаимной индуктивности. Вторичная обмотка катушки взаимной индуктивности включается последовательно со вторичной обмоткой образца. Этим достигается постоянство сопротивления, на которое замкнут гальванометр при градуировке и магнитных измерениях.

Сама катушка взаимной индуктивности должна быть отнесена на расстояние не менее 1 м от намагничивающего устройства, железных предметов и посторонней электропроводки. Если измерения

производятся в открытой магнитной цепи, где имеются большие поля рассеивания, то при измерении магнитных свойств вторичную обмотку катушки взаимной индуктивности из цепи гальванометра желательно выключить, увеличив соответствующим образом сопротивление вторичной цепи.

Градуировку баллистического гальванометра при работе на аппарате Эпштейна следует проводить без вложенного образца, так как при большом числе витков измерительной обмотки, намотанных на образец, сказывается ее индуктивное сопротивление и отбросы гальванометра при этом несколько уменьшаются, а баллистическая постоянная становится больше.

При этом ошибка в определении C_6 может составлять более 10%. Для тороидальных образцов при градуировке следует вместо измерительной обмотки включать в цепь гальванометра равное ей сопротивление. Определение баллистической постоянной следует проводить так, чтобы показания гальванометра лежали в пределах $1/3—3/4$ части шкалы. Если шкала является прямолинейной, а не изогнутой по окружности, то следует вычитать из отброса гальванометра поправку

$$\Delta\alpha = \alpha^3 / 3L^2, \quad (8-12)$$

где α — отброс по прямолинейной шкале, мм; L — расстояние между зеркальцем гальванометра и шкалой, мм.

Таблица 8-1

Величина $\Delta\alpha$ для различных значений α и L

$L, \text{ мм}$	$\alpha, \text{ мм}$					
	100	200	250	300	350	400
1 000	0,3	2,6	5,0	8,5	13,3	19,5
1 500	0,1	1,2	2,3	3,9	6,1	9,1
2 000	—	0,7	1,3	2,2	3,5	5,2

В табл. 8-1 приводятся значения поправки $\Delta\alpha$ для трех значений L и шести значений α .

Если после учета поправки $\Delta\alpha$ значения баллистической постоянной гальванометра, определенной при одном внешнем сопротивлении и разных отклонениях α , отличаются более чем на 1%, то гальванометр следует заменить или при расчетах использовать график значений $C_6 = f(\alpha)$.

При определении всей кривой намагничивания, когда магнитная индукция изменяется от 10^{-4} тл до насыщения, необходимо изменять чувствительность баллистической установки в несколько раз. Это достигается двумя способами: на образец наносят несколько измерительных обмоток с различным числом витков; изменяют чувствительность баллистического гальванометра путем шунтирования его или введения дополнительного сопротивления в цепь гальванометра. Применение того или иного способа зависит от конкретных условий, но при определении всей кривой намагничивания обычно применяют оба способа.

При введении дополнительного сопротивления в цепь гальванометра изменяется режим его работы, тогда как при шунтировании режим работы может сохраниться неизменным. При шунтировании

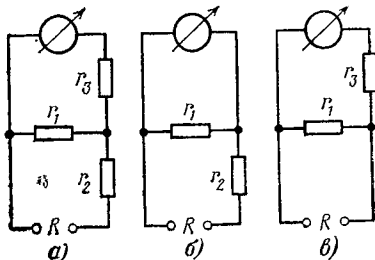
гальванометра должны быть выполнены условия: баллистическая постоянная возрастает в n раз; сопротивление, на которое замкнут гальванометр после шунтирования, должно равняться сопротивлению вторичной цепи (без сопротивления гальванометра) до шунтирования; общее сопротивление гальванометра и шунтирующих сопротивлений равно внутреннему сопротивлению гальванометра R_g . Тогда расчет сопротивления шунта производится по формулам (рис. 8-3,а)

$$r_1 = \frac{n(R + R_g)}{n^2 - 1}; \quad r_2 = \frac{nR_g - R}{n + 1}; \quad r_3 = \frac{nR - R_g}{n + 1}, \quad (8-13)$$

где r_1, r_2, r_3 — сопротивления в цепи гальванометра; R_g — внутреннее сопротивление рамки гальванометра; n — степень шунтирования; R — сопротивление, равное сумме сопротивлений измерительной обмотки и катушки взаимной индуктивности, а также добавочного сопротивления, которое выбирается из условия, чтобы сумма этих трех сопротивлений была бы несколько больше критического сопротивления.

При выполнении первых двух условий шунтирования, как показано в [Л. 8-4], можно ограничиться двумя сопротивлениями (рис. 8-3,б и в). Расчетные формулы в этом случае имеют вид:

при условии $r_3 = 0$



$$r_1 = \frac{n}{n-1} R; \quad r_2 = (n-1) R; \quad (8-14)$$

при условии $r_2 = 0$

$$r_1 = \frac{1}{n-1} R; \quad r_3 = \frac{n-1}{n} R. \quad (8-14a)$$

Рис. 8-3. Способы шунтирования баллистического гальванометра.

ванометра. Наиболее удобной для практических целей является схема включения шунтирующих сопротивлений, изображенная на рис. 8-3,б.

Для строгого соблюдения условий (8-14) необходимо точное определение сопротивлений r_1, r_2 и r_3 . Когда $n=50 \div 100$, то r_1, r_2 и r_3 могут быть очень большими или, наоборот, малыми, что приводит к неточному выполнению условий (8-13). Для резкого снижения чувствительности гальванометра лучше идти по пути уменьшения числа витков измерительной обмотки.

Преимущество расчетных соотношений (8-14) состоит в том, что величины сопротивлений r_1, r_2 и r_3 не связаны с внутренним сопротивлением галь-

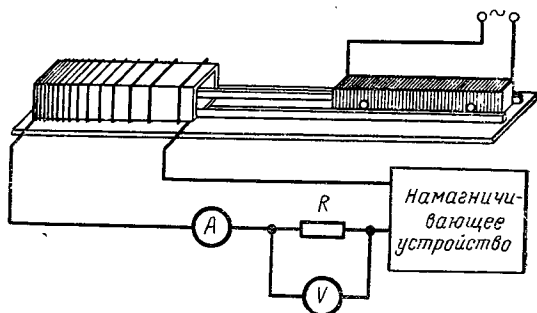
8-4. РАЗМАГНИЧИВАНИЕ ОБРАЗЦОВ ПЕРЕД ИЗМЕРЕНИЕМ

Измерение основной (коммутационной) кривой намагничивания следует производить на предварительно размагниченных образцах. Размагничивание образца состоит в сведении к нулю его остаточной индукции. Это достигается путем наложения на образец знакопеременного магнитного поля с амплитудой, плавно убывающей от некоторого максимального значения до нуля.

В ГОСТ 12119-66 (Сталь электротехническая. Методы определения магнитных и электрических свойств) указаны следующие условия размагничивания:

Образец помещается в переменное магнитное поле частотой 50 гц с убывающей практически до нуля амплитудой. Максимальная

Рис. 8-4. Схема размагничивающего аппарата.



амплитуда размагничивающего поля должна превышать коэрцитивную силу материала более чем в 50 раз. Конечная амплитуда, при которой разрывается цепь размагничивающего тока, не должна превышать 0,1 а/м. При определении кривой намагничивания при $H \geq 1000$ а/м образец не размагничивается.

При испытании в полях менее 1 а/м время, в течение которого амплитуда размагничивающего поля убывает до нуля, должно быть равно 2 мин.

При измерении кривой намагничивания в области, соответствующей напряженности поля менее 1 а/м, образцы должны выдерживаться после размагничивания в течение 24 ч, при испытаниях в полях, больших 1 а/м, время выдержки может быть уменьшено до 10 мин.

Во время магнитной подготовки образца и при измерениях должны быть исключены механические воздействия: тряска, вибрация, удары и т. д.

Включение переменного поля для размагничивания образца производится с помощью переключателя Π_2 на схеме рис. 8-2. Уменьшение амплитуды переменного поля желательно производить путем изменения

взаимной индуктивности обмоток трансформатора с выдвижным магнитопроводом. На рис. 8-4 показана одна из схем такого аппарата. Магнитная проницаемость в слабых и средних полях после

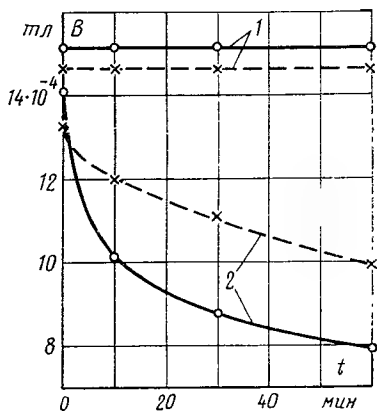


Рис. 8-5. Влияние условий размагничивания (полного и неполного) на временной спад проницаемости ($H=0,8$ а/м).

— — размагничивание полное;
 - - - размагничивание неполное;
 1, 2 — номера образцов.

размагничивания выше, чем без размагничивания. Однако в образцах с большим временным спадом проницаемости при неполном размагничивании образца, магнитная индукция, измеренная спустя некоторое время, будет меньше, чем в образце с полным размагничиванием (рис. 8-5).

8.5. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНОЙ ИНДУКЦИИ БАЛЛИСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Для однозначного определения точек кривой намагничивания измерения их необходимо проводить через определенное время после размагничивания, указанное в предыдущем параграфе. Установив в намагничивающей цепи ток, соответствующий заданному полю, производят магнитную подготовку: переключатель P_3 (рис. 8-2) перекидывают не менее 10 раз для каждого значения тока. Далее размыкают ключ K_1 и при переключении P_3 производят отсчет по шкале гальванометра. Такое измерение производят не менее 3 раз и за окончательный результат принимают среднее арифметическое. Затем замыкают ключ K_1 , устанавливают значение I , соответствующее большей напряженности магнитного поля, и операция измерения повторяется в той же последовательности.

Коммутирование тока перед замыканием ключа K_1 производится для получения установившихся значений индукции. В области слабых полей это условие выполняется не совсем строго: отклонение рамки гальванометра возрастает с увеличением числа коммутаций поля, что находится в согласии с материалами гл. 4. Для получения воспроизводимых значений индукции в области слабых полей должно быть строго определено число коммутаций тока, а также регламентировано время измерения каждой точки кривой намагничивания.

Если измерительная обмотка не плотно прилегает к образцу, то значение индукции, найденное из соотношения (8-10), будет завышено. При переключении тока изменение полного магнитного потока в этом случае равно:

$$\Delta\Phi = \Delta\Phi_{обр} + \Delta\Phi_{в.з.}, \quad (8-15)$$

где $\Delta\Phi_{в.з.}$ — значение магнитного потока в воздушном зазоре между образцом и измерительной катушкой.

Выражая магнитный поток через магнитную индукцию и напряженность магнитного поля и подставляя его в (8-15), получаем в системе единиц СИ

$$B_{обр} = B_{пзм} - \mu_0 H (S_{обм}/S_{обр} - 1), \quad (8-16)$$

где $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ гн/м.

Определение кривой намагничивания на тороидальных образцах

При построении кривых намагничивания необходимо знать не внешнее поле, а внутреннее магнитное поле в образце. Для тороидальных образцов внешнее поле равно внутреннему и расчет его может быть произведен по (8-1), если ширина тороида мала по

отношению к его диаметру. Для тороидальных образцов соотношение (8-1) приводится к виду:

$$\text{в системе СГСМ, э, } H=0,4\pi I w_1/l=0,2 I w_1/R; \quad (8-17)$$

$$\text{в системе СИ, а/м, } H=I w_1/l=I w_1/2\pi R. \quad (8-17a)$$

В тех случаях, когда ширина торонда по отношению к среднему диаметру значительна, число витков на единицу длины внутренней окружности заметно больше, чем на внешней, что приводит к неоднородности поля по ширине тороида. На внутренней части кольца напряженность поля наибольшая, а на внешней наименьшая. Определение средней напряженности, a/m , магнитного поля производится по формуле

$$H = \frac{1}{R_a - R_i} \int_{R_i}^{R_a} \frac{I w_1}{2\pi R} dR = \frac{I w_1}{2\pi} \frac{1}{\ln(R_a/R_i)}, \quad (8-18)$$

где R_a — радиус наружной окружности, м; R_i — радиус внутренней окружности, м.

Отношение $\frac{R_a - R_i}{\ln(R_a/R_i)}$ называют среднегармоническим радиусом.

Магнитная индукция по ширине тороида также неоднородна, и при измерениях определяется ее среднее значение. Так как зависимость магнитной индукции от поля значительно отличается от линейной, то кривая намагничивания тороидальных образцов отличается от истинной кривой намагничивания, даже когда напряженность магнитного поля выражена не только по (8-17a), но и по (8-18).

В табл. 8-2 приводятся погрешности в определении индукции для колец из стали Э43 с различным отношением их ширины d к среднему диаметру $D_{ср}$, при определении магнитного поля по формулам (8-17a) и (8-18).

Таблица 8-2

**Погрешность в определении магнитной индукции
в кольцевом образце стали Э43 при различных
значениях $d/D_{ср}$**

$d/D_{ср}$	Радиус	Погрешность, %, в определении магнитной индукции при различных ее значениях, m				
		0,02	0,1	0,2	0,5	1,0
1/8	$R_{ср}$	+1,0	+2,0	+1,0	+0,5	—
1/8	$R_{гарм}$	+0,5	+1,0	+0,5	—	—
1/4	$R_{ср}$	+5,0	+10	+6,0	+2,0	—
1/4	$R_{гарм}$	+2,0	+3,0	+1,0	—1,0	—
1/2	$R_{ср}$	+30	+45	+21	+5,0	+1
1/2	$R_{гарм}$	+11	+16	—2,0	—3,0	—1,0

Из табл. 8-2 следует, что для широких колец даже при использовании среднегармонического радиуса погрешность в определении индукции является заметной. Для образцов холоднокатаной текстурованной стали, имеющей более высокую проницаемость, чем сталь Э43, должно устанавливаться еще более жесткое требование для отношения $d/D_{\text{ср}}$.

Применение штампованных тороидальных образцов возможно только для изотропной стали. Для анизотропной стали широкое применение находят витые сердечники, к которым в равной степени относится все сказанное здесь.

Магнитная цепь в виде квадрата

В настоящее время при измерениях широкое применение находят магнитная цепь в виде квадрата, составленного из пакетов полос при соединении их на углах внахлестку (рис. 8-6). При таком виде сборки полос в значительной степени снижается магнитное сопротивление на углах пакета и напряженность магнитного поля может быть определена с учетом небольшого изменения длины магнитного пути. Можно считать, что при сборке полос внахлестку индукция в угловых частях магнитопровода в 2 раза ниже, чем в остальных участках, а изменение напряженности магнитного поля колеблется в широких пределах.

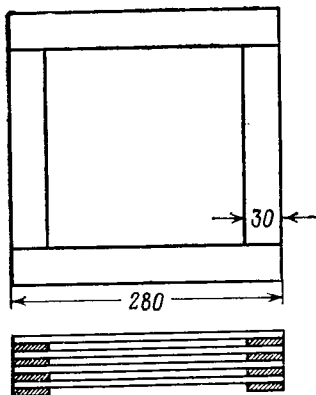


Рис. 8-6. Магнитная цепь в виде квадрата при сборке полос внахлестку.

По данным [Л. 8-3] отношение напряженности поля на углах к напряженности в средней части пакета в области слабых полей является близким к $1/2$; в области наибольшей дифференциальной проницаемости — к 1, а в области насыщения составляет сотые и тысячные доли единицы. Это приводит к различной расчетной длине магнитного пути для разных участков кривой намагничивания. Кроме того, учет анизотропии в текстурованной стали дополнительно изменяет расчетную длину магнитного пути. Для полосовых образцов, уложенных внахлестку, длину магнитного пути можно представить выражением

$$l_{\text{ср}} = l_0 + l_{\text{доп}}, \quad (8-19)$$

где $l_0 = 0,88$ м для полос длиной 0,28 м; $l_0 = 1,88$ м для полос длиной 0,53 м; $l_{\text{доп}}$ — дополнительная длина магнитной силовой линии, м, учитывающая потери н. с. в угловых частях магнитопровода, значения $l_{\text{доп}}$ по ГОСТ 12119-66 приведены в табл. 8-3.

По нормам ASTM (США) значения длины магнитного пути для образцов длиной 0,28 м указаны в табл. 8-4.

Измерение кривой намагничивания при сборке полос внахлестку производится на образцах массой 1 кг (в малом аппарате Эпштейна) или массой 10 кг (в большом аппарате Эпштейна). Параметры

**Значения дополнительной длины магнитного пути
для нетекстурованной и текстурованной сталей**

Напряжен- ность поля, а/м	$l_{\text{доп}}, \text{ м}$		Напряжен- ность поля, а/м	$l_{\text{доп}}, \text{ м}$	
	Нетексту- рованная сталь	Тексту- рованная сталь		Нетексту- рованная сталь	Тексту- рованная сталь
5 000 и более	0,00	0,00	100	0,09	0,10
2 500	0,00	0,03	70	0,09	0,11
1 000	0,03	0,07	50	0,09	0,11
500	0,05	0,08	20	0,09	0,11
200	0,09	0,10	10 и менее	0,07	0,11

аппарата для образцов массой 1 кг и длиной полос 0,28 м по ГОСТ 12119-66 рекомендуются следующие: внутренние размеры каркаса 0,032×0,020 м; длина намотки 0,185 м; число витков намагничивающей обмотки: первая секция — 4 витка, выполняется в виде четырех медных гильз толщиной от 0,2 до 0,3 мм, расположенных по длине каркаса, гильзы имеют зазоры от 2 до 3 мм, по обе стороны зазора подпаиваются пять выводов, равномерно расположенных по длине каркаса; выводы на каждой гильзе соединяют между собой, образуя начало и конец одного витка; вторая секция — 160 витков; третья секция — 740; число витков измерительной обмотки: первая секция — 2 000; вторая секция — 160; третья секция — 40.

Таблица 8-4

**Длина магнитного пути для магнитной цепи
при размерах полос 0,28×0,03 м**

Тип стали	$l_{\text{ср}}, \text{ м}$	Слабое поле, а/м	$l_{\text{ср}}, \text{ м}$	Сильное поле, а/м
Нетекстурованная крем- нистая сталь	0,96	0—320	0,88	320—8 000
Текстурованная кремни- стая сталь	1,00	0—80	0,92	80—8 000

Измерение кривой намагничивания тороидальных или полосовых образцов производится на установке, схема которой показана на рис. 8-2. Вместо двух амперметров A_1 и A_2 можно иметь один многопредельный прибор и все измерения проводить при разомкнутом ключе K_2 . При выполнении всех условий, изложенных в § 8-1—8-5, определяют силу тока в амперах при заданной напряженности магнитного поля по (8-1) или (8-2). Значения магнитной индукции на коммутационной кривой определяют, начиная с наименьшего значения напряженности поля. По ГОСТ 12119-66 погрешность определения магнитной индукции и напряженности поля баллистическим методом не должна превышать 3%.

8-6. ПРИМЕНЕНИЕ ПЕРМЕАМЕТРА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КРИВОЙ НАМАГНИЧИВАНИЯ

Для измерения кривых намагничивания листовой электротехнической стали применяются также пермеаметры. Схематическое изображение пермеаметра представлено на рис. 8-7. Образец в виде

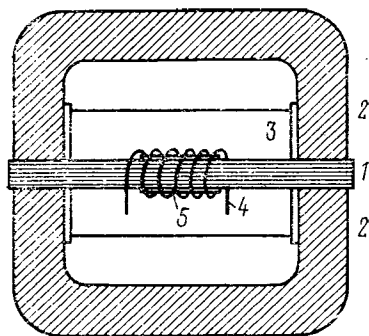


Рис. 8-7. Схема пермеаметра.

1 — образец; 2 — ярмо; 3 — намагничивающая катушка; 4 — измерительная катушка; 5 — катушка для измерения поля.

пачки полос вставляется в катушку, а концы полос зажимаются ярмами. Так как образец состоит из нескольких полос, то при переходе магнитного потока из одной полосы в другую и далее в ярмо создается заметное магнитное сопротивление, которое может привести к значительному снижению истинного магнитного поля в образце. Поэтому при измерении кривой намагничивания в пермеаметре напряженность магнитного поля следует определять экспериментально с помощью измерительных катушек, датчиков Холла или иным способом.

Принципиальная схема баллистической установки для измерения кривой намагничивания с непосредственным изме-

рением напряженности поля приведена на рис. 8-8. Катушка для определения напряженности поля должна перемещаться на поверхности образца в центре намагничивающей обмотки. Сечение обмотки для измерения индукции должно быть близким к сечению образца.

Измерение магнитной индукции и поля необходимо проводить при одной силе прижатия образца к ярму. Для пермеаметра, показанного на рис. 8-7 с размерами образца $0,50 \times 0,030$ м и массой 1,25 кг, как это предусмотрено ГОСТ 802-58 для измерения B_{1000} , изменение силы прижима образца к ярму приводит к значительному изменению истинного поля в образце (табл. 8-5).

Таблица 8-5

Влияние степени прижатия образца к ярму в пермеаметре на истинное магнитное поле в образце

Напряженность поля, а/м			
Без образца	С образцом		
	Не зажат	Слабо зажат	Сильно зажат
500	155	240	394
1 000	332	700	833
2 500	1 900	2 280	2 340

Для образцов большей массы это влияние усиливается. Последовательность операций измерения кривой намагничивания следу-

щая. После определения баллистической постоянной и размагничивания образца приступают к измерению кривой намагничивания. Сначала баллистический гальванометр соединяют с катушкой для определения поля и подбирают путем увеличения ток, при котором отброс гальванометра α_H будет соответствовать заданной напряженности поля, a/m , вычисленной по формуле

$$H = \frac{C_H \alpha_H}{2k_{sw} \mu_0}, \quad (8-20)$$

где k_{sw} — постоянная измерительной катушки поля, m^2 , определенная ранее в однородном магнитном поле с известной напряженностью; C_H — постоянная гальванометра, *вб/деление*, при замыкании его на измерительную катушку поля.

Далее баллистический гальванометр соединяют с катушкой для измерения магнитной индукции и при фиксированном значении тока

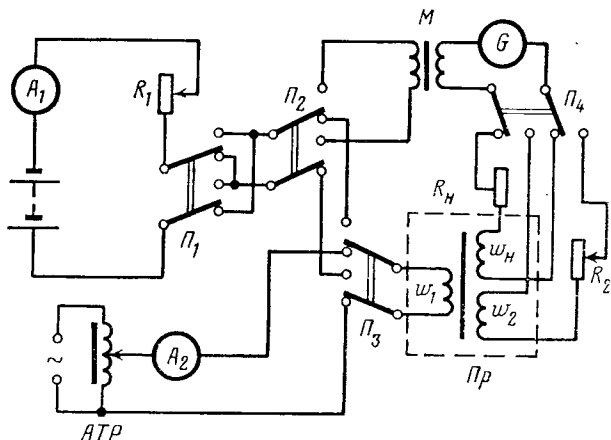


Рис. 8-8. Схема баллистической установки для съемки кривой намагничивания с дополнительной катушкой w_H для определения поля.

определяют значение α_B . Увеличивая ток, подбирают новое значение α_H и т. д. Этот способ измерения применяется при небольшом количестве определяемых точек кривой намагничивания. При определении кривой намагничивания в широком диапазоне индукции следует применять второй способ: при произвольных величинах силы тока определяют значения α_H и α_B и по ним вычисляют напряженность магнитного поля и соответствующую ему магнитную индукцию.

8-7. ИЗМЕРЕНИЕ МАГНИТНОЙ ИНДУКЦИИ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫМ МЕТОДОМ

При измерении кривой намагничивания в области 2500—30000 a/m широко применяется дифференциальный метод, предложенный Лонкиценом. Принципиальная схема для измерения магнит-

ной индукции этим методом представлена на рис. 8-9. При изменении направления тока в намагничивающих обмотках испытуемого образца и образца с известными свойствами происходят изменения магнитного потока ($\Delta\Phi_x$ и $\Delta\Phi_N$), благодаря чему через гальванометр протекают количества электричества (ΔQ_x и ΔQ_N)

$$\Delta Q_N = \Delta\Phi_N / (R_N + R_r); \quad \Delta Q_x = \Delta\Phi_x / (R_x + R_r), \quad (8-21)$$

где R_x и R_N — сопротивления в цепи испытуемого образца и образца с известными свойствами; R_r — сопротивление рамки гальванометра; сопротивления R_x и R_N значительно больше R_r , поэтому второй

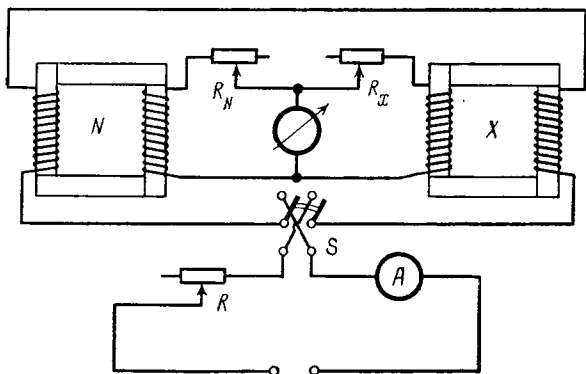


Рис. 8-9. Схема измерения магнитной индукции дифференциальным методом по Лонкицену.

член в знаменателе (8-21) можно опустить. Учитывая, что сечение испытуемого образца и образца с известными свойствами одинаковы ($S_N = S_x = S$), окончательно получим:

$$\Delta Q_N = B_N S / R_N; \quad \Delta Q_x = B_x S / R_x, \quad (8-22)$$

где B_x и B_N — значения магнитной индукции испытуемого образца с известными свойствами.

Если установить сопротивление R_N в n раз больше, чем R_N , то, изменяя сопротивление R_x при переключении поля, можно добиться равенства $\Delta Q_x = \Delta Q_N$. При этом стрелка гальванометра не отклоняется. Из этого равенства следует, что магнитная индукция в образце численно равна сопротивлению

$$B_x = R_x / n. \quad (8-23)$$

Если магнитная индукция выражается в теслах, то $n = 10^4$. Из (8-23) имеем:

$$B_x = 10^{-4} R_x. \quad (8-24)$$

Измерение магнитной индукции дифференциальным методом обычно производится на образцах в виде квадрата, собранного встык, как это принято при определении удельных потерь на дифференциальном аппарате Эпштейна. При сборке полос встык неизбежно имеются воздушные зазоры между пакетами, что может при-

вести к разной напряженности поля в катушках с испытуемым образцом и образцом с известными свойствами.

Магнитный поток для цепи с н. с. $l\omega$, содержащей участок железа длиной l , проницаемостью μ , сечением S , и воздушный промежуток длиной d и сечением S_i , выражается формулой Гопкинсона

$$\Phi = \frac{I\omega}{l/(\mu_0\mu S) + d/(\mu_0 S_i)}, \quad (8-25)$$

принимая $S = S_i$, получим:

$$\Phi = \frac{\mu_0\mu S}{l} \frac{I\omega}{1 + d\mu/l},$$

$$H = \frac{\Phi}{\mu_0\mu S} = \frac{I\omega}{l} \left[1 + \frac{d\mu}{l} \right]^{-1}.$$

При малой длине зазора по сравнению с длиной магнитной цепи выражение в скобках можно разложить в ряд и ограничиться двумя первыми членами разложения. Тогда напряженность магнитного поля равна:

$$H = \frac{I\omega}{l} \left(1 - \frac{d\mu}{l} \right). \quad (8-26)$$

Из анализа (8-25) следует, что дифференциальный способ определения индукции при сборке полос встык целесообразно применять только в сильных магнитных полях, где магнитная проницаемость сравнительно мала. Если при определении B_{2500} холоднокатаной текстурованной стали из-за неидентичности стыков образцов ошибка в измерении B_{2500} может составлять 1—2,0%, то для B_{1000} —5—7%.

8-8. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТАТИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ ГИСТЕРЕЗИСА И КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ

Для съемки циклов гистерезиса применяется схема рис. 8-2. Определение вершины цикла производится при замкнутом ключе K_2 . С помощью группы реостатов R_1 по амперметру A_1 устанавливается такой ток I_m , при изменении направления которого определяют B_m с помощью (8-10). Промежуточные точки цикла определяются с помощью ключа K_2 реостата R_2 и амперметра A_2 . При размыкании ключа K_2 сила тока уменьшается от I_m до I_1 , при этом отброс гальванометра соответствует изменению магнитной индукции (рис. 8-10)

$$\Delta B_1 = C_6 a_m / \omega_2 S. \quad (8-27)$$

Далее перекидывают переключатель Π_3 и определяют ΔB_2 , а при замыкании ключа K_2 фиксируют значение ΔB_3 . При том же положении реостата R_2 определяют значения $\Delta B'_1$, $\Delta B'_2$ и $\Delta B'_3$ (рис. 8-10) на восходящей ветви цикла. Для симметричного цикла гистерезиса должно быть:

$$|\Delta B_1| = |\Delta B'_1|; \quad |\Delta B_2| = |\Delta B'_2|; \quad |\Delta B_3| = |\Delta B'_3|.$$

Учитывая, что отклонения гальванометра в левую и правую стороны от нулевого положения шкалы могут быть неодинаковыми, следует брать среднее значение из нескольких измерений

$$B_{n \text{ ср}} = (\Delta B_n + \Delta B'_n) / 2, \quad (n=1, 2, 3).$$

С помощью реостата R_2 устанавливают новое значение тока $I_2 < I_1$, замыкают K_2 , производят магнитную подготовку, и операция измерения точек цикла гистерезиса повторяется.

Измерение циклов гистерезиса с помощью указанной выше схемы из-за влияния искры при переключении большого тока может привести к некоторому сужению цикла гистерезиса. Если скачки поля проводить только с помощью замыкания ключей, то искра не

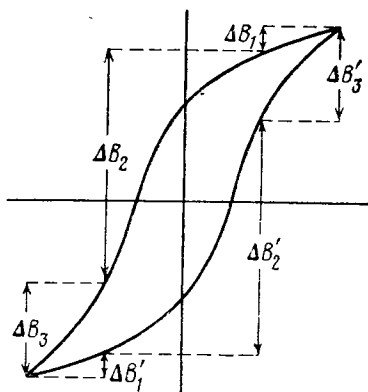


Рис. 8-10. Определение точек статического цикла гистерезиса методом переключений.

Сопротивление реостата R_2 должно быть наименьшим.

Изменяя направление тока переключателем Π_3 , определяют отклонение указателя гальванометра u_m .

При замкнутом переключателе Π_3 размыкают ключ K_2 и плавно уменьшают намагничивающий ток реостатом до возможно малого значения ($H < H_c$).

Изменяют направление тока переключателем Π_3 и увеличивают ток реостатом R_2 , устанавливая значение тока I'_3 , соответствующее примерному значению $H < H_c$ и I''_3 , соответствующее $H > H_c$, коэрцитивная сила определяется по формуле

$$H_c = \frac{\omega}{l} \left[I''_3 + \frac{I'_3 - I''_3}{\alpha'_3 - \alpha''_3} \left(\frac{\alpha_m}{2} - \alpha''_3 \right) \right]. \quad (8-28)$$

8-9. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ МЕТОДОМ СБРОСА

Для определения коэрцитивной силы на отдельных полосках применяется метод сброса, который состоит в следующем.

Оправа 1 (рис. 8-11) с вложенным в нее образцом 2 устанавливается в катушку 3 так, чтобы полоска находилась в центре катушки. С другого конца катушки вставляется измерительная катушка 4, соединенная с баллистическим гальванометром. Отношение длины образца к длине катушки должно быть не менее трех. Эта катушка должна свободно надеваться и сдвигаться с образца, не задевая его. Поэтому сечение катушки может быть в несколько раз

большее сечения образца. Переключателем Π_2 производят магнитную подготовку.

Когда переключатель Π_1 находится в положении 1, реостатом R_1 устанавливается ток, соответствующий внешнему полю катушки не менее 20 000 а/м. Далее реостатом R_1 намагничивающий ток снижается до возможно малой величины. Напряженность магнитного поля при этом должна быть не более 20 а/м. Далее переключатель Π_1 устанавливается в положение 2. Напряжение аккумуляторной батареи и максимальное сопротивление реостата R_2 должно быть таким, чтобы напряженность магнитного поля была бы не более 3 а/м. При переключении Π_1 должно быть обеспечено изменение направления поля в катушке.

Установив некоторое отрицательное поле $-H_1$, сдергивают катушку с образца. Пусть при этом отклонение по шкале гальванометра равно α_1 . Увеличивая отрицательное поле до $-H_2$, снова сдергивают катушку с образца и получают отброс α_2 . Если значение $\alpha_2 < \alpha_1$ и отброс гальванометра был в ту же сторону шкалы, то $H_2 < H_c$. Увеличивают значение отрицательного поля до такого значения, при котором отклонение баллистического гальванометра было бы равно нулю. Значение внешнего магнитного поля, при котором $\alpha = 0$ ($B = 0$), соответствует коэрцитивной силе образца. При сбрасывании измерительная катушка не должна выходить из зоны однородного поля катушки, а ее конечное положение должно быть вне сферы действия поля образца.

Так как в области коэрцитивной силы магнитная индукция изменяется очень круто по кривой, близкой к прямой, то возможно производить определение двух значений α — одного положительного α_1 , а второго — отрицательного α_2 при двух значениях токов I_1 и I_2 . Коэрцитивную силу, а/м, вычисляют по формуле

$$H_c = k_H \left[I_1 + (I_2 - I_1) \frac{\alpha_1}{\alpha_1 - \alpha_2} \right],$$

где k_H — постоянная соленоида, м⁻¹.

Если при сдергивании катушки образец подвергается встряхиванию, то значения H_c могут быть занижены. Поэтому проводить определение коэрцитивной силы электротехнической стали путем выдергивания образца из измерительной катушки не рекомендуется.

8-10. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ В ЛИСТАХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ФЕРРОЗОНДОВ

Для измерения коэрцитивной силы электротехнической стали [Л. 8-5] разработан коэрцитиметр, в котором регистрация размагниченного состояния образца производится с помощью феррозонда.

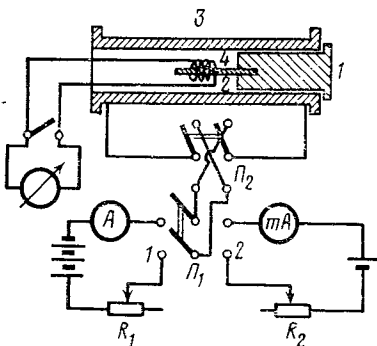


Рис. 8-11. Схема определения коэрцитивной силы в открытой магнитной цепи.

Принципиальная схема такого коэрцитиметра представлена на рис. 8-12.

Коэрцитиметр состоит из соленоида 1, ярма 2 и феррозонда 3, который представляет собой замкнутую раму, собранную из листо-

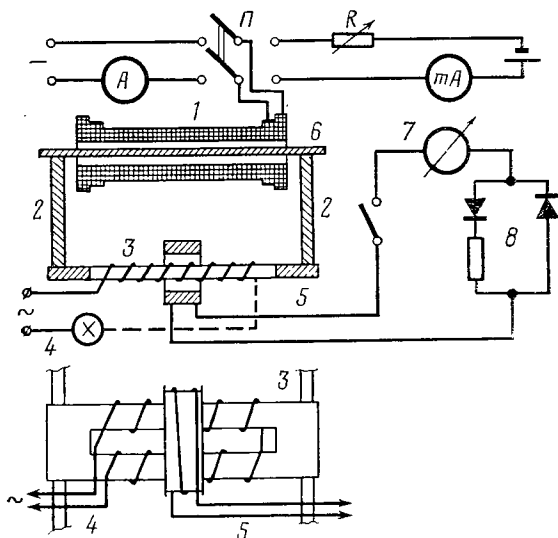


Рис. 8-12. Принципиальная схема измерения коэрцитивной силы с помощью феррозондов.

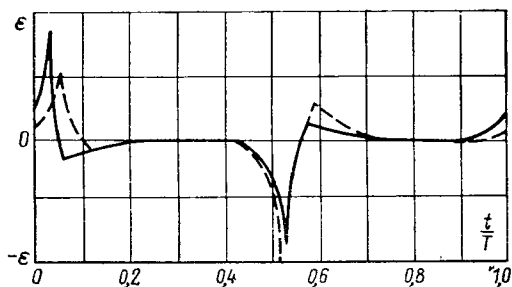


Рис. 8-13. Форма кривых напряжения в измерительной обмотке феррозонда.

вой холоднокатаной стали, на которую нанесена обмотка возбуждения и измерительная обмотка. В обмотку возбуждения 4 подается переменное возбуждение частотой 50 гц, создающее переменное поле 1600 а/м. Секции катушек возбуждения противоположных стержней соединены последовательно. Таким образом, магнитные потоки, возникающие в стержнях, замыкают друг друга. Измеритель-

ная обмотка 5 охватывает оба стержня или наматывается отдельно с одинаковым числом витков на каждом стержне, но соединенных так, что возникающая в них э. д. с. направлена навстречу. Если бы стержни феррозонда были бы строго идентичны в магнитном отношении, то э. д. с. в обмотке 5 отсутствовало бы. Если стержни датчика в магнитном отношении не строго идентичны, то в этом случае в измерительной обмотке появится переменное напряжение, форма которого представлена на рис. 8-13.

При намагничивании образца 6 в катушке 1 по ярму и феррозонду пойдет магнитный поток, который в одном стержне будет усиливать, а в другом ослаблять магнитный поток. Намагничивание образца производится постоянным током, после чего рубильник *П* переключается в правое положение при полностью введенном сопротивлении *R*. Если напряженность обратного магнитного поля $H_1 < H_c$, то симметрия кривой $\epsilon(x)$ нарушается (пунктирная кривая, рис. 8-13). При увеличении обратного поля до некоторого значения образец полностью размагничивается ($H = H_c$) и симметрия кривой $\epsilon(x)$ восстанавливается (сплошная линия, рис. 8-13).

Индикатором коэрцитивной силы может быть нуль гальванометр магнитоэлектрической системы 7, соединенный последовательно с диодами 8. При $H < H_c$ стрелка гальванометра отклонится в одну сторону, при $H = H_c$ займет нулевое положение, а при $H > H_c$ отклонится в другую сторону.

Коэрцитиметр с феррозондами применяется для измерения коэрцитивной силы в листах горячекатаной электротехнической стали и на узких полосках. Процесс измерения занимает всего несколько секунд [Л. 8-6, 8-7].

Глава девятая

ИЗМЕРЕНИЕ МАГНИТНЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

9-1. ИЗМЕРЕНИЕ КРИВОЙ НАМАГНИЧИВАНИЯ В ПЕРЕМЕННОМ ПОЛЕ

При намагничивании образцов в переменном магнитном поле мгновенные значения индукции и поля следуют по динамическому циклу гистерезиса. При слабо развитом поверхностном эффекте максимальные значения поля и индукции совпадают по времени и соответствуют вершине динамического гистерезиса (рис. 1-13), тогда как при сильно развитом поверхностном эффекте этого совпадения нет (рис. 1-14).

Определение максимального (амплитудного) значения магнитной индукции обычно производят с помощью вольтметра, измеряющего среднее значение напряжения, индуцированного в измерительной обмотке образца. Среднее значение переменного напряжения, ϵ , за полупериод будет:

$$E_{cp} = \frac{2}{T} \int_0^{T/2} \epsilon dt. \quad (9-1)$$

Так как $e = -\omega_2 d\Phi/dt$; $1/T = f$; $\Phi = BS$, то при замене пределов интегрирования на $-B_m, B_m$ будем иметь:

$$E_{cp} = 4B_m \omega_2 f S, \quad (9-2)$$

где B_m — амплитуда магнитной индукции, тл; f — частота переменного тока, гц; S — площадь поперечного сечения образца, м²; ω_2 — число витков в измерительной обмотке.

При строго синусоидальной форме кривой напряжения максимальное значение индукции возможно определять по вольтметру, измеряющему действующее значение напряжения, так как в этом случае

$$E = \frac{\pi}{2\sqrt{2}} E_{cp}. \quad (9-3)$$

В общем случае следует записать:

$$E = k_f E_{cp}, \quad (9-4)$$

где k_f — коэффициент формы кривой напряжения.

Для синусоидального напряжения $k = \pi/2\sqrt{2} = 1,11$ и (9-2) будет иметь вид:

$$E = 4,44 B_m \omega_2 f S, \quad (9-5)$$

а для кривой напряжения произвольной формы

$$E = 4k_f B_m \omega_2 f S. \quad (9-6)$$

В соответствии с (9-2) по вольтметру среднего значения можно задавать необходимые значения амплитуды магнитной индукции.

Кривая намагничивания в амплитудных значениях $B_m = f(H_m)$

Для определения кривой намагничивания в указанных координатах амплитуду магнитной индукции определяют с помощью вольтметра среднего значения, а амплитуду поля — с помощью катушки взаимной индуктивности (рис. 9-1, а), вторичная обмотка которой присоединена к вольтметру среднего значения. Учитывая, что $\Phi = MI$, из (9-1) получаем:

$$E_{2cp} = 4MfI_m \quad (9-7)$$

и амплитудное значение напряженности поля определяется из (9-7)

$$H_m = \frac{E_{2cp} \omega_1}{4fMl}, \quad (9-8)$$

где M — взаимная индуктивность, гн; E_{2cp} — напряжение на вторичной обмотке катушки взаимной индукции; ω_1 — число витков намагничивающей обмотки; f — частота переменного тока, гц; l — длина магнитной цепи образца.

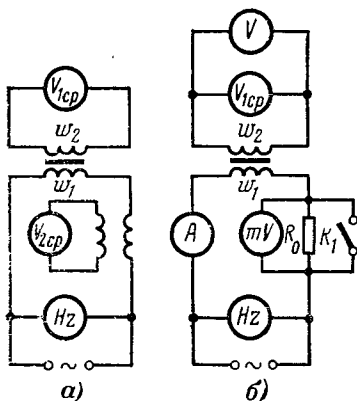


Рис. 9-1. Принципиальные схемы измерения кривой намагничивания в переменном магнитном поле. а — в координатах $B_m - H_m$; б — в координатах $B_m - H_{\text{действ.}}$.

Для образцов в виде прямоугольной рамки, собранных внахлестку, длина магнитного пути зависит от амплитуды магнитной индукции и частоты переменного тока [Л. 9-1]. Если обозначить

$$l_{\text{ср}} = l_0 + l_{\text{доп}}, \quad (9-9)$$

где $l_0 = 0,88$ м для полос длиной 0,28 м; $l_0 = 1,88$ м для полос длиной 0,53 м; зависимость $l_{\text{доп}}$ от амплитуды магнитной индукции по ГОСТ 12119-66 показана на рис. 9-2.

При определении магнитной индукции по (9-2) необходимо учитывать поправку на напряжение, вызванное магнитным потоком

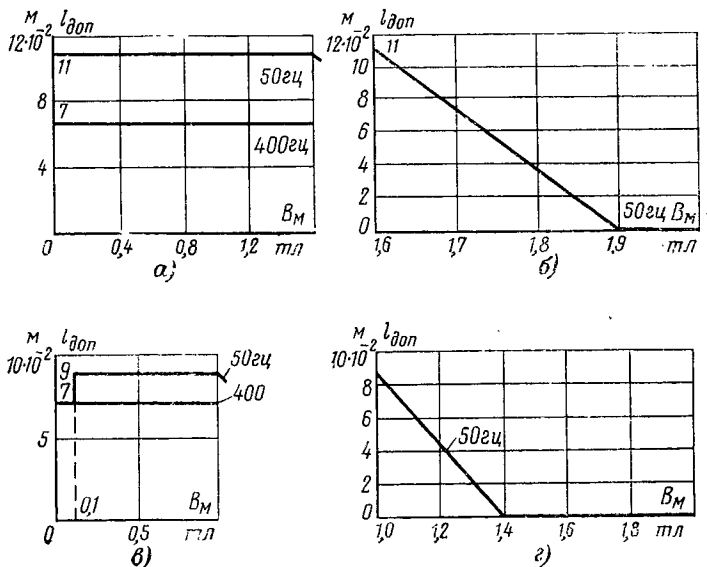


Рис. 9-2. Зависимость дополнительной длины магнитного пути от амплитуды магнитной индукции.

а и б — текстурированная сталь; в и г — нетекстурированная высоколегированная сталь.

в воздушном зазоре между измерительной обмоткой и образцом ($\Delta U'$):

$$\Delta U' = 4H\mu_0 f (S_B - S) \omega_2, \quad (9-10)$$

где H — напряженность магнитного поля, а/м; S — площадь поперечного сечения измерительной обмотки, м².

Остальные обозначения соответствуют (9-2). Подставляя вместо H выражение (9-8), будем иметь:

$$\Delta U' = \frac{\mu_0 \omega_1 \omega_2 (S_n - S)}{lM} E_{2\text{ср}}. \quad (9-11)$$

Окончательное выражение для определения амплитуды магнитной индукции будет:

$$B_m = \frac{U_{cp} - \Delta U'}{4fSw_2}. \quad (9-12)$$

Напряжение $\Delta U'$ можно скомпенсировать дополнительной катушкой, как это рекомендуется в [Л. 9-2].

Измерение кривой намагничивания в переменном поле производится следующим образом. После того как образец вложен в намагничивающие катушки с помощью источника переменного напряжения, производят размагничивание, выдержку после размагничивания устанавливают в соответствии с § 8-4 и начинают определение точек кривой намагничивания с наименьшего значения напряженности магнитного поля. Сила тока, проходящего по измерительной обмотке, должна быть малой по отношению к приведенному значению намагничивающего тока (менее 1%).

Кривая намагничивания в координатах $B_m = f(H_{действ})$

При определении поля в намагничивающую цепь установки включается амперметр действующего значения (рис. 9-1,б). Величина действующего значения поля при определенном значении магнитной индукции зависит от степени искажения э. д. с. в измерительной обмотке.

В [Л. 9-3] для исследованных образцов установлена почти линейная зависимость между коэффициентом формы кривой напряжения в измерительной обмотке и возрастом намагничивающего тока (рис. 9-3). Из этого рисунка следует, что при коэффициенте формы $k_f = 1,15$ намагничивающий ток возрастает на 5% по отношению к току при $k_f = 1,11$. Поэтому в ГОСТ 12119-66 устанавливается, что если значение коэффициента формы отличается от 1,11 более чем на 2%, то необходимо приводить действующее значение тока к синусоидальной форме напряжения. Для этой цели производят дополнительное искажение формы кривой э. д. с. путем включения активного или индуктивного сопротивления в намагничивающую цепь. При том же значении индукции определяют H_2 и k_{f2} .

Величина напряженности поля, соответствующая синусоидальной форме напряжения во вторичной обмотке:

$$H_{B \sin} = H_1 + \frac{H_2 - H_1}{k_{f2} - k_{f1}} (1,11 - k_{f1}), \quad (9-13)$$

где H_1 и H_2 — напряженности магнитного поля, соответствующие значениям k_{f1} и k_{f2} .

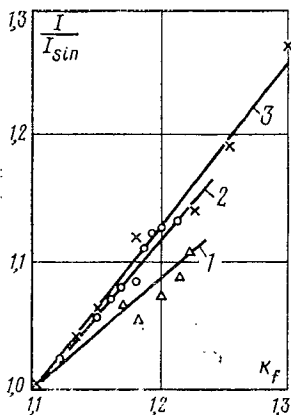


Рис. 9-3. Зависимость действующего значения намагничивающего тока от коэффициента формы кривой индукции при $f=400$ гц образцов электротехнической стали с разной толщиной листа.

1 — $d=0,1$ мм; 2 — $d=0,35$ мм;
3 — $d=0,20$ мм.

Для определения коэффициента формы в измерительную цепь рис. 9-1,б включается вольтметр действующего значения. Для учета поправки ΔU_1 , связанной с воздушным зазором, ГОСТ 12119-66 рекомендует включать малое безреактивное сопротивление R_0 и амплитудный вольтметр (рис. 9-1,б). Поправка $\Delta U'$ в этом случае равна:

$$\Delta U' = \frac{4\mu_0 (S_b - S) \omega_1 \omega_2}{l R_0} f I_m, \quad (9-14)$$

где буквенные обозначения соответствуют (9-2) и (9-10).

При определении амплитуды магнитной индукции необходимо учитывать еще одну поправку к показаниям вольтметра среднего значения, если омическое сопротивление измерительной обмотки r не слишком мало по отношению к сопротивлению приборов, подключенных к измерительной обмотке R :

$$\Delta U'' = r E_{cp} / R. \quad (9-15)$$

В этом случае (9-12) будет иметь вид:

$$B_m = \frac{U_{cp} - \Delta U' + \Delta U''}{4f S \omega_2}. \quad (9-16)$$

Требование о малой силе тока во вторичной обмотке по отношению к приведенному значению намагничивающего тока (менее 1%) должно соблюдаться и здесь.

9-2. ИЗМЕРЕНИЕ УДЕЛЬНЫХ ПОТЕРЬ АБСОЛЮТНЫМ ВАТТМЕТРОВЫМ МЕТОДОМ НА АППАРАТЕ ЭПШТЕЙНА. ПОЛНАЯ УДЕЛЬНАЯ МОЩНОСТЬ

Наиболее простым и надежным способом определения потерь от гистерезиса и вихревых токов при частоте переменного тока менее 1000 гц является ваттметровый метод. Схема измерения удельных потерь этим методом показана на рис. 9-4. Намагничивающая обмотка образца соединяется последовательно с токовой обмоткой ваттметра, амперметром и источником переменного напряжения. Для контроля частоты переменного тока к источнику напряжения подключен частотомер.

К измерительной обмотке образца параллельно присоединяются обмотка напряжения ваттметра, вольтметры среднего и действующего значений. При равенстве витков в намагничивающей и измерительной обмотках ($\omega_1 = \omega_2$) показания ваттметра будут складываться из потерь энергии в образце (P) и в измерительной цепи (U^2/R)

$$P_{вт} = P + U^2/R,$$

где $1/R = 1/r_w + 1/r_{ucp} + 1/r_v$; r_w , r_{ucp} , r_v — сопротивления обмотки напряжения, ваттметра и вольтметров.

Если число витков намагничивающей и измерительной обмоток не одинаковое ($\omega_1 \neq \omega_2$), то показания ваттметра будут иными и для расчета потерь в образце необходимо их умножить на отношение ω_1/ω_2

$$P = \omega_1 P_{вт} / \omega_2 - U^2/R. \quad (9-17)$$

Формула (9-17) относится к случаю, когда внутреннее сопротивление измерительной цепи не учитывается. Как следует из теор-

рин ваттметрового метода, с учетом сопротивления r формула для расчета потерь будет иметь вид:

$$P = (\omega_1 P_{вт} / \omega_2 - U^2 / R) (1 + r / R). \quad (9-18)$$

Если отношение r/R меньше 0,002, то можно пользоваться формулой (9-17).

При определении удельных потерь, $вт/кг$, на тороидальных образцах и в аппарате Эпштейна при сборке полос встык удельные потери определяются по формуле

$$p = P / m, \quad (9-19)$$

где m — масса образца.

При испытании образцов в аппарате Эпштейна при сборке полос внахлестку необходимо учитывать согласно [Л. 9-4] следующие

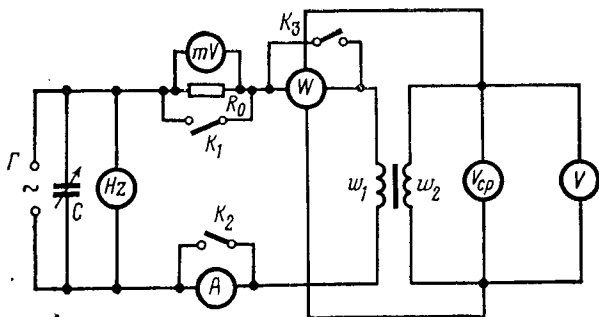


Рис. 9-4. Принципиальная схема для определения удельных потерь абсолютным ваттметровым методом.

особенности распределения магнитного потока по длине магнитной цепи:

магнитная индукция в угловых частях магнитопровода из-за увеличенного сечения (рис. 8-6) будет в 2 раза меньше, чем в остальных частях пакетов;

магнитные силовые линии на угловых участках при переходе из одного пакета в другой идут по дугам окружности.

Учитывая анизотропию удельных потерь и зависимость этих потерь от индукции ($p = \eta B^q$), принято для такой магнитной цепи вводить эффективную массу, которая определяется как масса равномерно намагниченного магнитопровода, имеющего ту же индукцию и полные потери, что испытуемый. Удельные потери в этом случае определяются выражением

$$p = P / m_{эфф}. \quad (9-20)$$

Эффективная масса определяется выражением

$$m_{эфф} = m l_1 / l_n, \quad (9-21)$$

где m — масса образца, кг; l_n — длина полосы; l_1 — длина магнитного пути.

По ГОСТ 12119-66 в табл. 9-1 указываются значения длины магнитного пути l_1 .

**Значения длины магнитного пути l , м, при расчете
эффективной массы для аппарата Эпштейна**

Частота, гц	Малый аппарат		Большой аппарат	
	Текстурозан- ная сталь	Высоколегирован- ная сталь нетек- стурозанная	Текстурозан- ная сталь	Высоколегирован- ная сталь нетек- стурозанная
50	0,235	0,232	0,485	0,482
400	0,235	0,232	—	—
1 000	0,232	0,232	—	—

*Приведение удельных потерь к синусоидальному
магнитному потоку*

Потери от вихревых токов, как следует из (1-12), пропорциональны квадрату коэффициента формы кривой напряжения, который зависит от условий испытания. Для того чтобы иметь единые значения удельных потерь, необходимо измеренные потери от вихревых токов приводить к синусоидальной форме магнитного потока

$$p_{вк=1,11} = p_{в}(1,11)^2/k_f^2.$$

Поправка к потерям от вихревых токов

$$\Delta p = p_{вк_f} - p_{вк=1,11} = p_{в} [1 - (1,11)^2/k_f^2]. \quad (9-22)$$

Общая формула для расчета удельных потерь с учетом приведения потерь от вихревых токов к синусоидальной форме магнитного потока будет:

$$p = \frac{1}{m_{эфф}} \left(\frac{\omega_1}{\omega_2} p_{вт} - \frac{U^2}{R} \right) \left(1 + \frac{r}{R} \right) - p_{в} \left(1 - \frac{(1,11)^2}{k_f^2} \right). \quad (9-23)$$

Определение потерь на вихревые токи можно проводить несколькими методами. По ГОСТ 12119-66 рекомендуется определять полные потери при двух частотах f_1 и f_2 при одном и том же значении индукции и коэффициенте формы и рассчитывать затем потери на вихревые токи по формуле

$$p_{в} = \left(\frac{p_1}{f_1} - \frac{p_2}{f_2} \right) \frac{f_1^2}{f_1 - f_2}. \quad (9-24)$$

Если $f_1 = 2f_2$, то

$$p_{в} = 2(p_1 - 2p_2). \quad (9-25)$$

При выводе этой формулы предполагается, что зависимость p/f от f является линейной. Как было показано в § 1-3, в электротехнической стали с большими дополнительными потерями потери за цикл в функции частоты изменяются по кривой (см. рис. 1-18). Поэтому при расчете потерь от вихревых токов по (9-24) можно допустить погрешность.

Второй способ определения потерь от вихревых токов основан на расчете потерь от гистерезиса по площади статического цикла. Потери от вихревых токов в этом случае определяются по формуле

$$P_v = P_{г.в} - P_{г.} \quad (9-26)$$

Для большинства образцов электротехнической стали потери от вихревых токов, вычисленные по (9-25), могут быть занижены в 1,5—2 раза по отношению к потерям, рассчитанным по (9-26) (§ 2-3).

Для исправления формы кривой магнитного потока рекомендуется подключать параллельно источнику питания конденсаторы. На рис. 9-4 в намагничивающей цепи включены амперметр и безреактивное сопротивление с амплитудным вольтметром. При определении удельных потерь ключи K_1 и K_2 должны быть замкнуты, а ключ K_3 разомкнут. Эта цепь может быть использована и для измерения кривой намагничивания на переменном токе. При этом ключи K_1 и K_2 должны быть разомкнуты, а ключ K_3 замкнут.

Расчет напряжения $U_{ср}$ для заданной амплитуды магнитной индукции проводится по формуле

$$U_{ср} = E_{ср} + \Delta U' - \Delta U'', \quad (9-27)$$

где $E_{ср}$ выражается по (9-2); $\Delta U'$ вычисляется по (9-14), а $\Delta U''$ — по (9-15).

Полная удельная мощность

Для определения полной удельной мощности, выражаемой $в \cdot а/кг$, при синусоидальной форме магнитного потока необходимо воспользоваться формулой (9-5), устанавливающей связь между действующим напряжением и амплитудой индукции, а также силой тока в намагничивающей цепи и напряженности поля (8-2):

$$q = \frac{\sqrt{2} \pi f H_{действ} B_m}{\gamma}, \quad (9-28)$$

где f — частота переменного тока; $H_{действ}$ — действующее значение напряженности магнитного поля, $а/м$; B_m — амплитуда магнитной индукции, $тл$; γ — плотность материала, $кг/м^3$.

При определении полной удельной мощности в аппарате Эпштейна при сборке полос внахлестку получается несколько другая эффективная масса, чем в (9-21), для определения удельных потерь, так как $l_{доп}$ по табл. 9-1 и рис. 9-2 различны.

9-3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДЕЛЬНЫХ ПОТЕРЬ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫМ ВАТТМЕТРОВЫМ МЕТОДОМ НА АППАРАТЕ ЭПШТЕЙНА

Определение удельных потерь на дифференциальном аппарате Эпштейна производится по схеме рис. 9-5. Здесь N и x — нормальный и испытуемый образцы; ω — дифференциальный ваттметр; r_N и r_x — добавочные сопротивления; r_w — сопротивление обмотки напряжения ваттметра; R_N — полное сопротивление вторичной цепи с нормальным образцом; R_x — полное сопротивление вторичной цепи с испытуемым образцом. Показания магазинов сопротивления соответствуют сумме сопротивлений $r_x(r_N)$ и r_w .

Если потери у нормального и испытываемого образцов различны, то нулевое положение ваттметра будет достигаться при различных сопротивлениях R_x и R_N . Из теории ваттметрового метода следует, что в момент компенсации дифференциального ваттметра имеет место равенство

$$\frac{R_x}{R_N} = \frac{p_x + U^2/R_x}{p_N + U^2/R_N}, \quad (9-29)$$

где p_x и p_N — потери на перематгничивание в испытываемом и нормальном образцах соответственно; U — напряжение на вторичных обмотках испытываемого и нормального образцов.

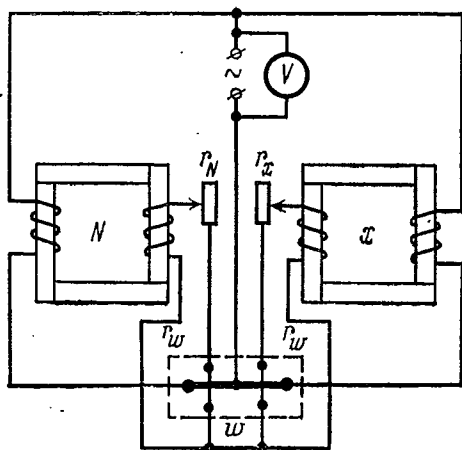


Рис. 9-5. Принципиальная схема измерения потерь от гистерезиса вихревых токов на дифференциальном аппарате Эпштейна.

Для случая, когда мощность, расходуемая на сопротивления, мала по сравнению с общими потерями, будем иметь:

$$R_x/R_N = p_x/p_N. \quad (9-30)$$

В дифференциальном аппарате Эпштейна измеряются образцы массой 10 кг. Тогда $P_x = 10p_x$; $P_N = 10p_N$. Если принять сопротивление $R_N = 1\,000 P_N = 10\,000 p_N$, то из (9-30) следует:

$$p_x = R_x/10\,000. \quad (9-31)$$

Рассмотрим вопрос о допустимом различии в потерях нормального и испытываемого образцов. Если члены U^2/R_x и U^2/R_N уравнения (9-29) значительно отличаются между собой (из-за различия R_x и R_N) и являются не очень малыми по отношению к p_x и p_N , то в выражении (9-29) их следует учитывать.

Решая (9-29) относительно p_x и учитывая (9-30), получаем:

$$p_x = 10^{-4} R_x + 0,1 \frac{U^2}{R_x} \left(\frac{R_x^2}{R_N^2} - 1 \right). \quad (9-32)$$

Из (9-32) следует, что если $R_x > R_N$, то полученные значения удельных потерь по (9-31) определяются с недостатком, а при $R_x < R_N$ с избытком [Л. 9-5]. Формулой (9-31) можно пользоваться тогда, когда второй член в выражении (9-32) мал по отношению к первому члену и во всяком случае составляет не более 2%, как это рекомендуется ГОСТ 12119-66. Максимальные различия удельных потерь $p_{1,0/50}$ между нормальным и испытуемым образцом по этому стандарту указаны в табл. 9-2.

Таблица 9-2

Допустимые различия в удельных потерях $p_{1,0/50}$ нормального и испытуемого образцов по ГОСТ 12119-66

Удельные потери $p_{1,0/50}$ испытуемого образца, <i>вт/кг</i>	Допустимое различие $(p_x - p_N)_{1,0/50}$, <i>вт/кг</i>	Удельные потери $p_{1,0/50}$ испытуемого образца, <i>вт/кг</i>	Допустимое различие $(p_x - p_N)_{1,0/50}$, <i>вт/кг</i>
0,44—0,46	0,015	0,66—0,75	0,050
0,47—0,50	0,018	0,76—0,85	0,070
0,51—0,55	0,020	0,86—0,95	0,100
0,56—0,60	0,025	0,96—1,10	0,140
0,61—0,65	0,030	1,11—1,40	0,200

При испытании образцов с удельными потерями более 1,4 *вт/кг* используется любой нормальный образец, имеющий такое же содержание кремния и текстуру, что и испытуемый. При определении удельных потерь при индукции 1,5 и 1,7 тл различие в удельных потерях нормального и испытуемого образцов может быть заметно увеличено. Для выполнения того же условия, что и для $p_{1,0/50}$ по максимальной дополнительной погрешности испытания не более 2%, допустимые различия в удельных потерях между нормальным и испытуемым образцами указаны в табл. 9-3.

Таблица 9-3

Допустимое различие в удельных потерях $p_{1,0/50}$ и $p_{1,7/50}$ нормального и испытуемого образцов

Удельные потери испытуемого образца, <i>вт/кг</i>			Допустимое различие, <i>вт/кг</i>		
$p_{1,0/50}$	$p_{1,5/50}$	$p_{1,7/50}$	$p_{1,0/50}$	$p_{1,5/50}$	$p_{1,7/50}$
0,40	0,95	1,25	0,01	0,05	0,10
0,50	1,10	1,50	0,02	0,10	0,20
0,60	1,30	1,80	0,03	0,15	0,35

Из табл. 9-3 следует, что допустимая разница по $p_{1,5/50}$ и $p_{1,7/50}$ заметно увеличена по отношению к $p_{1,0/50}$. Так как для холоднокатаной текстурованной стали основной характеристикой удельных потерь является точка $p_{1,5/50}$, то это облегчает подбор нормальных образцов при испытании этой стали.

При массовых испытаниях электротехнической стали с помощью дифференциального аппарата Эпштейна для имеющих нормальных образцов следует определить второй член в (9-32) при разных показаниях магазина R_x и учитывать его при определении удельных потерь. В этом случае дополнительную погрешность в потерях от неидентичности рабочего и нормального образцов можно свести до 0,5%.

Как показывает практика квадраты аппарата Эпштейна, N и x не являются строго идентичными между собой. Для устранения неидентичности квадратов аппарата Эпштейна при измерении удельных потерь желательно применять метод замещения [Л. 9-6], который заключается в следующем.

В один квадрат аппарата Эпштейна помещается нормальный, а в другой испытуемый образец, который будем называть рабочим образцом. Определив магнитные свойства рабочего образца по нормальному образцу, на место нормального образца помещают испытуемый и определяют его характеристики по рабочему образцу. Определение характеристик рабочего образца лучше проводить по нескольким нормальным образцам и за окончательную характеристику рабочего образца принимать среднее арифметическое значение. В табл. 9-4 приведены результаты измерения рабочего образца горячекатаной стали с $Si=4,0\%$ по нормальным образцам в дифференциальном аппарате Эпштейна.

Таблица 9-4

Характеристики рабочего образца

Вид испытания	Магнитные характеристики			
	$B_{2000}, \text{ тл}$	$B_{5000}, \text{ тл}$	$p_{1,0/50}, \text{ вт/кг}$	$p_{1,5/50}, \text{ вт/кг}$
По нормальному образцу № 1	1,48	1,59	1,24	2,74
По нормальному образцу № 2	1,47	1,59	1,20	2,64
Средние данные рабочего образца	1,475	1,59	1,22	2,69

При такой системе испытания не только учитывается неидентичность квадратов, но и в некоторой степени устраняются ошибки в определении свойств нормальных образцов. Измерение образцов с разным содержанием кремния ($Si=1, 2, 3, 4\%$) и с разной степенью текстуры необходимо проводить по независимым нормальным образцам. Кроме того, для текстурованной стали с малыми удельными потерями необходимо иметь набор нормальных образцов, учитывая табл. 9-2 и 9-3.

При испытании удельных потерь в дифференциальном аппарате Эпштейна пакеты в намагничивающие катушки укладываются встык, что приводит к некоторому воздушному зазору между пакетами. Для холоднокатаной текстурованной стали с высокой проницаемо-

Слѣдуетъ это приводитъ къ увеличенной неоднородности магнитной индукции по длине пакета и между пакетами, что вызываетъ дополнительные ошибки в опредѣлении удельныхъ потерь.

Следующимъ недостаткомъ дифференціального аппарата Эпштейна является то, что масса образца должна быть 10 кг. Для холоднокатаной текстурованной стали, имеющей повышенную однородность магнитныхъ характеристикъ в пределах одной партии, широко применяется опредѣление этихъ характеристикъ на образцахъ массой 1 кг, а дифференціальный аппаратъ Эпштейна используется для не-текстурованной стали.

Отечественная промышленность выпускаетъ установку У-5033, в которой измерение удельныхъ потерь производится, кроме абсолютнаго ваттметроваго метода, дифференціальнымъ методомъ.

9-4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХЪ ХАРАКТЕРИСТИКЪ НА ЦЕЛЫХЪ ЛИСТАХЪ И В ДВИЖУЩЕЙСЯ ЛЕНТЕ

Определение удельныхъ потерь электротехнической стали в аппарате Эпштейна на полоскахъ шириной 30 мм имеетъ свои отрицательныя стороны. При разрезе полосъ создается наклеп, который увеличиваетъ удельныя потери. Такъ какъ подавляющая часть электротехнической стали идетъ для изготовленія силовыхъ трансформаторовъ, генераторовъ и электродвигателей, то измерение удельныхъ потерь в листахъ или ленте приближаетъ условия ея испытанія къ условиямъ ея применения. Кроме того, применение такихъ аппаратовъ создаетъ возможность полистной рассортировки неоднородныхъ в магнитномъ отношеніи промышленныхъ партийъ стали, а для рулонной стали — измерение магнитныхъ свойствъ по всей длине рулона.

Для измерения магнитныхъ свойствъ в целыхъ или полущелыхъ листахъ стали предложено несколько аппаратовъ, отличающихся между собой магнитными цепями. В первыхъ конструкціяхъ этихъ аппаратовъ [Л. 9-7, 9-8] предлагалась открытая магнитная цепь. Применение этихъ аппаратовъ позволило установить значительную неоднородность магнитныхъ свойствъ промышленныхъ партийъ горячекатаной электротехнической стали. Однако погрешность испытанія на такихъ аппаратахъ была значительно больше, чемъ на аппарате Эпштейна, и была связана, главнымъ образомъ, с неоднороднымъ намагничиваніемъ листа по его длине. Для повышенія однородности намагничиванія по длине листа в последующихъ конструкціяхъ аппаратовъ принимались меры по устраненію этого недостатка.

В аппарате, описанномъ в [Л. 9-9], катушка состояла изъ шести параллельно соединенныхъ секцій, что приводило къ повышенію однородности магнитной индукціи по длине листа.

В рядѣ целюстныхъ аппаратовъ применялась замкнутая магнитная цепь. В аппарате, рассмотренномъ в [Л. 9-10], выступающій изъ катушки полулист замыкался двустороннимъ ярмомъ, сеченіе котораго было в 200 разъ больше сеченія образца. Каждая половина ярма состояла изъ шести секцій, чтобы обеспечить наилучшій магнитный контактъ с листомъ. Однако на участкахъ прижатія листа между ярмами создавались заметныя напряженія из-за принудительнаго выпрямленія волнистыхъ участковъ листа, что приводило къ некоторому ухудшенію магнитныхъ характеристикъ.

В конструкціи аппарата, описаннаго в [Л. 9-11], магнитная цепь состояла изъ двухъ катушекъ, расположенныхъ одна надъ другою (рис. 9-6). Выступающіе изъ верхней и нижней катушекъ листы

замыкаются встык ярмами. Левое и правое ярма состоят из нескольких секций. Каждая секция ярма прижимается к листу с помощью пружин. Конструкция аппарата позволяет иметь на одной станине несколько пар катушек. Правое ярмо каждой пары катушек неподвижно, а левое ярмо является общим для нескольких пар катушек.

Размеры катушек выбираются в зависимости от размеров испытуемых листов. Длина катушек должна быть на 40 мм меньше номинальной длины листов, а ширина — на 30 мм больше, высота

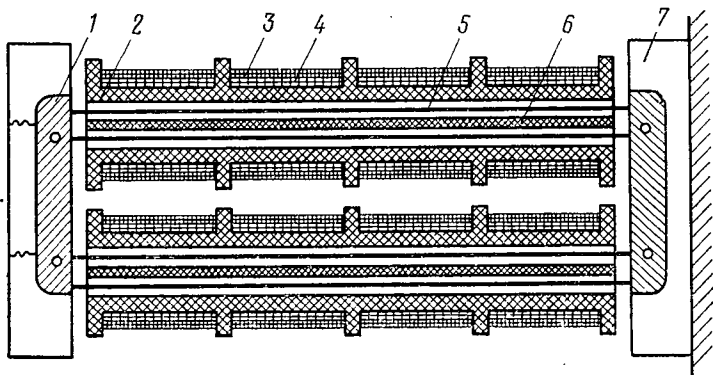


Рис. 9-6. Схема магнитной цепи аппарата для определения магнитных свойств в полудельных листах.

1 — ярмо; 2 — каркас соленоида; 3 — намагничивающая обмотка; 4 — измерительная обмотка; 5 — испытуемые полулисты; 6 — изоляционная прокладка; 7 — держатель ярма.

катушек 8—10 мм. При длине листов менее 1000 мм намагничивающие обмотки наносятся неравномерно по длине соленоидов. Технические характеристики катушек этого аппарата указаны в ГОСТ 12119-66.

Неоднородность намагничивания торцевых частей листа горячекатаной стали не превышает 10%, что вносит ошибку в определении удельных потерь не более 0,5%.

Рассмотренный аппарат применяется для определения магнитных характеристик на четырех контрольных листах от промышленных партий стали вместо дифференциального аппарата Эпштейна. Принципиальная схема этого аппарата показана на рис. 9-7. Измерение удельных потерь производится абсолютным ваттметровым методом. Удельные потери рассчитываются по формуле

$$p = p_{вт} / m - \Delta p_n - \Delta p_f, \quad (9-33)$$

где $p_{вт}$ — показания ваттметра; m — масса листов, кг; Δp_n — поправка на потери в приборах на 1 кг стали; Δp_f — поправка на приведение потерь от вихревых токов к синусоидальной форме кривой напряжения во вторичной цепи.

Ярма изготовлены из холоднокатаной текстурованной стали с низкими удельными потерями ($p_{1,5/50} = 1,00$ Вт/кг) и имеют малую длину. В результате поправка от потерь в ярме при определении удельных потерь в полулистах составляет приблизительно 0,3%.

Для приборов с малым потреблением (ваттметр Д-542, вольтметр Д-564) член Δp_n составляет 3—4% первого слагаемого. Коэффициент формы при $B=1$ тл равен 1,12—1,13, а при $B=1,5$ тл — 1,15—1,16 без специальной регулировки формы входного напряжения конденсаторами. При $B=1,5$ тл необходимо учитывать поправку ΔU на воздушный зазор катушек, сечение которых составляет 100—120 см². Так как поправка ΔU составляет 2—2,5% напряжения,

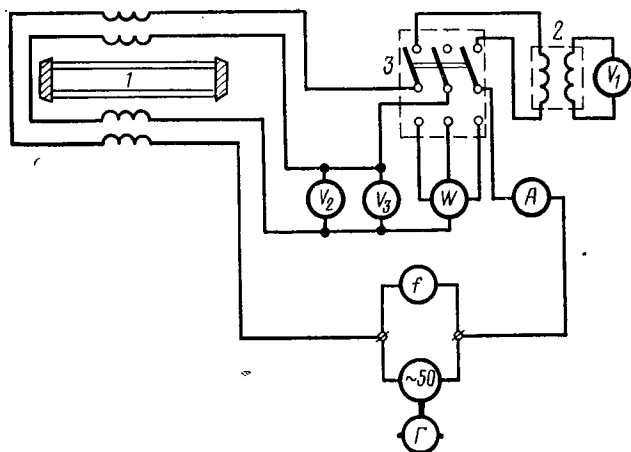


Рис. 9-7. Принципиальная схема установки.

1 — аппарат; 2 — катушка взаимной индуктивности; 3 — переключатель; V_1 и V_2 — вольтметры для измерения среднего значения напряжения; V_3 — вольтметр для измерения действующего значения напряжения; W — ваттметр.

вызванного изменением индукции в образце, то она не определяется для каждого образца, а принимается постоянной для каждой группы сталей. По этой причине максимальная дополнительная ошибка не превышает 0,5%.

При сравнении результатов измерения удельных потерь на целых листах и узких полосках в аппарате Эпштейна (вырезанных вдоль одного направления) необходимо учитывать увеличение потерь от наклепа и уменьшение потерь от снятия напряжений первого рода при разрезке листов на узкие полосы (§ 6-1). Поэтому сходимости результатов определения на полулистах и узких полосках горячекатаной стали будет зависеть от напряжений первого рода, возникающих в листах при охлаждении их в стопе.

Чем больше ширина листа, тем больше при прочих равных условиях могут возникать напряжения первого рода. Так, для листов горячекатаной высоколегированной стали шириной листа 750 мм, отожженных стопами, значения удельных потерь на целых листах и узких полосках сходятся между собой в пределах $\pm 3\%$.

Измерение магнитной индукции в координатах B_m — H_m производится по схеме, указанной на рис. 9-1,а. Катушка взаимной индуктивности включается в намагничивающую цепь с помощью переключателя 3 (рис. 9-7). Напряженность магнитного поля в катушках устанавливается в соответствии с (9-8), где применительно

к схеме рис. 9-7 будем иметь следующие обозначения: $E_{ср}$ — показания вольтметра; l — длина магнитного пути, равная удвоенной длине листов.

Определение магнитной индукции производится по (9-12). Так как кривые намагничивания в постоянном и переменном полях в координатах $B_m - H_m$ близко сходятся между собой, то получаемые результаты значения B_{2500} на целых листах и узких полосках не расходятся более $\pm 2\%$. При этом нужно иметь в виду, что влияние наклепа от резки полос горячекатаной стали на магнитную индукцию в сильных полях (B_{2500}) является малым (1—1,5%). В настоящее время вся горячекатаная сталь на заводах-изготовителях испытывается на данном аппарате.

В установке, описанной в [Л. 9-12], в целых листах холоднокатаной текстурованной стали производится определение магнитной индукции B_{2500} , являющейся важнейшей характеристикой ее качества. В [Л. 9-12] предложен метод измерения индукции на переменном токе в листах и рулонах без непосредственного определения поперечного сечения листов.

Для каждой группы сталей с близким содержанием кремния имеется одинаковое магнитное насыщение, а магнитная индукция B_{30000} мало различается для отдельных партий стали. В аппарате определяется отношение

$$\Phi_H/\Phi_S = B_H S / B_S S = B_H / B_S. \quad (9-34)$$

Зная B_S или B_{30000} , определяют индукцию при заданной напряженности магнитного поля. В [Л. 9-12] были рассмотрены отношения B_{2500}/B_{10000} и B_{2500}/B_{30000} в холоднокатаной текстурованной стали (рис. 9-8). Как видно из рис. 9-8, использование индукции B_{10000} вместо B_S приводит к заметным погрешностям в определении индукции B_{2500} , а при замене B_S на B_{30000} дополнительная погрешность в оценке B_{2500} не превышает 1%.

Имеются и другие установки [Л. 9-13, 9-14] для определения магнитных свойств в целых листах. В установке [Л. 9-15] возможно проводить определение удельных потерь на малых участках листа. Измеряются напряженность магнитного (H_0) и электрического поля (E_0) на поверхности листа и на основании теоремы Умова — Пойтинга производят определение удельных потерь.

Большое значение для рулонной холоднокатаной стали имеет создание аппаратов по определению магнитных свойств в движущейся ленте. Отечественной промышленностью разработаны установки У-5021П и У-5021ПМ, в которых производится определение $\rho_{1,5/50}$ и B_{2500} при частоте переменного тока 50 гц. В установке имеются два намагничивающих устройства. В первой катушке магнитное поле доводится до 30 000 а/м и по методике [Л. 9-12] произ-

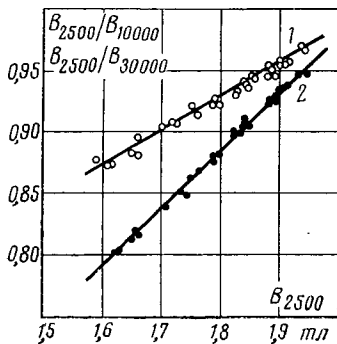


Рис. 9-8. Зависимость B_{2500}/B_{10000} (кривая 1) и B_{2500}/B_{30000} (кривая 2) от B_{2500} в холоднокатаной текстурованной стали.

водится определение сечения ленты. Вторая катушка имеет намагничивающую и измерительную обмотку.

Для компенсации э. д. с. в воздушном зазоре имеется компенсационная обмотка, включенная последовательно и встречно измерительной обмотке. Для получения сигналов, пропорциональных напряженности магнитного поля, в катушку вмонтированы плоские калиброванные катушки, расположенные по обе стороны испытуемого листа. В установке имеется блок сравнения, с помощью которого фиксируется значение B_{2500} , а в преобразователе мощности выдаются сигналы, пропорциональные удельным потерям.

Учитывая, что погрешность регулирования магнитной индукции $B_m = 1,5$ тл достигает 2,5%, а точность преобразователя мощно-

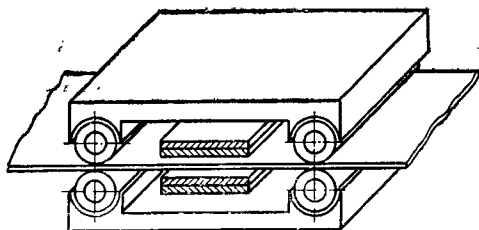


Рис. 9-9. Магнитная цепь с вращающимися магнитными роликами для определения удельных потерь в движущейся ленте (по схеме Круга).

сти $\pm 3\%$, измерение удельных потерь на этой установке производится с большей погрешностью, чем в аппарате Эпштейна. Так как такой аппарат должен стоять в линии перемотки рулонов, то из-за некоторого натяжения ленты будет иметь место искажение результатов определения удельных потерь (гл. 6).

В установке фирмы Сименс (ФРГ) намагничивание движущейся ленты производится в замкнутой магнитной цепи по способу Круга [Л. 9-16]. На рис. 9-9 показана такая магнитная цепь с двумя парами магнитных роликов. Благодаря этому магнитный поток входит в полосу на строго фиксированном участке. Магнитопровод и ролики состоят из пластин мягкого в магнитном отношении материала, благодаря чему потери в ярме являются малыми. Такая магнитная цепь обеспечивает определенную длину ленты в намагниченном состоянии, вес пробы, однородное намагничивание ленты между магнитными роликами. Измерение удельных потерь производится с помощью ваттметра класса 0,5. Общая погрешность определения удельных потерь на такой установке является близкой к аппарату Эпштейна.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1-1. Акулов Н. С. Ферромагнетизм. М.—Л., ОНТИ, 1939.
- 1-2. Вонсовский С. В., Шур Я. С. Ферромагнетизм. М.—Л., Гостехиздат, 1948.
- 1-3. Бозорт Р. М. Ферромагнетизм. М., Изд-во иностр. лит., 1956.
- 1-4. Киттель Г. Физическая теория ферромагнитных областей самопроизвольной намагниченности.— В кн.: Физика ферромагнитных областей. М., Изд-во иностр. лит., 1951.
- 1-5. Неель Л. Процессы намагничивания и ферромагнитные области монокристаллов железа.— В кн.: Физика ферромагнитных областей. М., Изд-во иностр. лит., 1951.
- 1-6. Вонсовский С. В. Магнетизм. М., «Наука», 1971.
- 1-7. Akulov N., Degtiar M. Über die komplizierte magnetische Struktur der ferromagnetischen Einkristalle.— «Ann. d. Phys.», 1932, Bd 15.
- 1-8. Bitter F. On the Ferromagnetic Monocrystals Magnetisation inhomogenety.— «Phys. Rev.», 1931, v. 38.
- 1-9. Landau L., Lifshitz E. On the theory of the dispersion of magnetic permeability in ferromagnetic bodies.— «Sov. Phys.», 1935, № 8.
- 1-10. Игнатченко В. А., Вонсовский С. В. О виде формулы для магнитоупругой энергии ферромагнетиков.— «Физика металлов и металловедение», 1960, т. IX, вып. 3.
- 1-11. Akulov N. Theorie der Feinstruktur der Magnetisierungskurven der Einkristalle.— «Zeitschr. Phys.», 1931, Bd 69.
- 1-12. Парфенов В. В. Исследование магнитной восприимчивости ферромагнетиков в области высоких полей.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1952, т. XVI, № 5.
- 1-13. Янус Р. И. Магнитная дефектоскопия. М.—Л., Гостехиздат, 1946.
- 1-14. Аркадьев В. К. Электромагнитные процессы в металлах. М.—Л., ОНТИ, 1936.
- 1-15. Поливанов К. М. Ферромагнетики. М.—Л., Госэнергоиздат, 1957.
- 1-16. Круг К. А. Основы электротехники. М.—Л., ОНТИ, 1936.
- 1-17. Robey J. A. Domain-wall motion and eddycurrent loss in grain-oriented-silicon-iron sheet.— «J. Science Technology», 1969, v. 36, № 1.
- 1-18. Williams H., Shockly W., Kittel C. Studies of the propagation velocity of a ferromagnetic domain boundary.— «Phys. Rev.», 1950, v. 80, № 6.
- 1-19. Поливанов К. М. Теоретические основы электротехники. Ч. III. М., «Энергия», 1969.
- 1-20. Pry R. H., Bean C. P. Calculation of the energy loss in magnetic sheet materials using a domain model.— «J. Appl. Phys.», 1958, v. 29.

- 1-21. Дружинин В. В., Бурдакова Ю. П., Королева В. А. Изучение дополнительных потерь в электротехнической стали.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. 1, вып. 1.
- 1-22. Дружинин В. В., Прасова Т. И. Зависимость потерь на вихревые токи от магнитной структуры. «Известия АН СССР. Серия физическая», 1962, т. XXVI, вып. 2.
- 1-23. Дружинин В. В., Янус Р. И. Неоднородность ферромагнетиков как причина дополнительных потерь при их перемагничивании.— «Журнал технической физики», 1947, т. XVII.
- 1-24. Wycklendt D., Kay R. Losses in silicon iron at very low frequencies and high flux densities.— «J. Appl. Phys.», 1961, v. 32, № 3.
- 1-25. Tarasov L. P. Ferromagnetic anisotropy of iron and iron-rich silicon alloys.— «Phys. Rev.», 1939, v. 56, № 15.
- 1-26. Штуркин Д. А. Магнитострикция монокристаллов кремнистого железа.— «Доклады АН СССР», 1947, № 28.
- 1-27. Carr W. I., Smoluchowski R. The magnetostriction of single crystals of iron-silicon alloys.— «Phys. Rev.», 1953, v. 83, № 3.
- 1-28. Schulze A. Die Magnetostraktion.— «Zeitschr. Phys.», 1928, Bd 50.
- 1-29. Goertz M. Iron-silicon alloys heat treated in magnetic field.— «J. Appl. Phys.», 1951, v. 22, № 7.
- 1-30. Меськин В. С. Ферромагнитные сплавы. М.—Л., ОНТИ, 1937.
- 1-31. Farquhar M. C., Lipson B., Weill A. An X-ray study of iron-rich iron-silicon alloys.— «J. Iron Steel Inst.», 1945, v. 152, p. 457.
- 1-32. Benford F. G. Elastic anisotropy in electrical strip steel.— «Metals Progr.», 1946, v. 49.
- 1-33. Jensen T. D. The magnetic and other properties of some vacuum melted iron alloys.— «Trans. Am. Inst. Electr. Eng.», 1915, v. 34.
- 1-34. Isizaka T., Yamaba K., Takahashy T. Cold-rolling and magnetic properties of 6,5% silicon-iron alloys.— «J. Japan Instr. Metals», 1966, v. 30, № 6.
- 1-35. Кабанцев Н. А. Влияние трения и обжатия при холодной прокатке на структуру и физико-механические свойства трансформаторной стали.— «Черметинформация. Серия 7. Прокатное производство», 1967, № 2.
- 1-36. Дурнев В. Д. Механические свойства электротехнических сталей. ЛДНТП. Л., «Знание», 1965.
- 1-37. Rees W. P., Hopkins B. E., Tipler H. R. Tensile and impact properties of Fe—Si, Fe—Ni, Fe—Cr and Fe—Mo alloys of high purity.— «J. Iron Steel Inst.», 1954, № 5.
- 1-38. Колесников Г. Н., Яковлева Э. С., Якутович М. В. Растяжение поликристаллического кремнистого железа в области температур от -195 до $+800^{\circ}\text{C}$.— «Журнал технической физики», 1948, т. VIII, вып. 11.
- 1-39. Штейнберг М. М. Механические свойства сложнoleгированного феррита.— «Сталь», 1952, № 3.
- 1-40. Дружинин В. В. Об анизотропии хрупкости листовой кремнистой стали.— «Физика металлов и металловедение», 1959, т. VII, вып. 2.
- 1-41. Лапкин Н. И., Шубин Г. Н., Дорошек С. И. Критический

интервал хрупкости электротехнической стали.— «Физика металлов и металловедение», 1957, т. IV, вып. 3.

1-42. Шапиро Е. А. Испытания электротехнических сталей на вибрационную стойкость.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.

1-43. Гельд П. В., Купровский Б. В., Серебренников Н. Н. Теплопроводность стали при высоких температурах.— «Теплотехника», 1956, № 6.

1-44. Казаджан Л. Б. Физические предпосылки улучшения магнитных свойств трансформаторной стали. Автореф. дис. на соиск. учен. степени канд. техн. наук. М., 1968, ЦНИИЧМ.

1-45. Vicena F. On the influence of dislocations on the coercive field of ferromagnetic.— «Czechosl. J. Phys.», 1955, v. 5, p. 480.

1-46. Мишин Д. Д., Новиков В. Ф., Калинин В. М. О коэрцитивной силе пластически деформированных кристаллов кремнистого железа.— «Труды Уральского государственного университета. Серия физическая», 1965, вып. 1.

1-47. Мишин Д. Д. Влияние дислокационной структуры на магнитные свойства электротехнической стали.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1970, т. XXXIV, № 2.

1-48. Брашewan Г. А. и др. Влияние процессов пластической деформации и возврата на магнитные свойства кристаллов трансформаторной стали.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1970, т. XXXIV, № 2.

1-49. Неель Л. Влияние пустот и включений на коэрцитивную силу.— В кн.: Физика ферромагнитных областей. М., Изд-во иностр. лит., 1951.

1-50. Кондорский Е. И. К вопросу теории коэрцитивной силы сталей.— «Доклады АН СССР», 1948, т. 63, № 5.

1-51. Dijkstra L. J., Wert C. Effect of inclusion on coercive force of Iron.— «Phys. Rev.», 1950, v. 79, № 6.

1-52. Молотиллов Б. В., Голиков И. Н. Влияние неметаллических включений на структуру магнитомягких сплавов.— «Металловедение и термическая обработка металлов», 1961, № 8.

1-53. Молотиллов Б. В., Казаджан Л. Б., Попова Ю. Ф. Углеродо- и азотосодержащие включения в трансформаторной стали.— «Труды института стали и сплавов. Металловедение, термообработка и физические свойства металлов и сплавов». Липецк, 1970, Ч. 1, вып. VII.

1-54. Горлач И. А. Влияние неметаллических включений на магнитные свойства электротехнической стали. Автореф. дис. на соиск. степени канд. техн. наук. М., 1970, ЦНИИЧМ.

1-55. Дружинин В. В. и др. Структурные и магнитные характеристики электротехнических сталей Э330, Э330А.— «Черметинформация», 1973 г.

1-56. Kurdjumov G., Sachs G. Walz und Rekristallisationstextur von Eisenblech.— «Zeitschr. Phys.», 1930, Bd 62.

1-57. Григоров К. В. и др. Изучение текстуры холодной прокатки и рекристаллизации в железе и его сплавах с кремнием.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.

1-58. Кудрявцев И. П. Текстура в металлах и сплавах. М., «Металлургия», 1965.

1-59. Новиков В. Ю., Лившиц Б. Г. О необходимых условиях вторичной рекристаллизации.— В кн.: Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. М., «Наука», 1969.

- 1-60. Воробьев Г. М., Гречный Я. В., Шмырев И. П. Исследование первичной рекристаллизации холоднокатаной трансформаторной стали.— В кн.: Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. М., «Наука», 1969.
- 1-61. Губернаторов В. В. и др. Кинетика вторичной рекристаллизации в трансформаторной стали.— «Физика металлов и металловедение», 1967, т. 23, № 3.
- 1-62. Каталог фирмы Нипон стил Корпорейшен (Япония).
- 1-63. Миронов Л. В. и др. Фазовые превращения и свойства электротехнических сталей. М., Metallurgizdat, 1962.
- 1-64. Авраамов Ю. С., Молотилов Б. В., Самарина Н. Н. Дислокационные процессы при отжиге деформированных монокристаллов кремнистого железа.— «Металловедение и термическая обработка металлов», 1967, № 4.
- 2-1. Янус Р. И. Об измерениях коммутационной кривой намагничивания в постоянном и переменном полях.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.
- 2-2. Дружинин В. В., Куренных Л. К. О сравнении кривых намагничивания электротехнической стали, снятых в постоянных и переменных полях.— «Электричество», 1962, № 4.
- 2-3. Воробьев Г. М., Гречный Я. В., Котов Л. И. Влияние степени совершенства текстуры и величины зерна на магнитные и электрические свойства стали.— «Сталь», 1965, № 1.
- 2-4. Дружинин В. В., Куренных Л. К., Чистяков В. К. Исследование характеристик холоднокатаной электротехнической стали под разными углами к направлению прокатки.— «Электричество», 1971, № 3.
- 2-5. Reinboth H. Kornorientierte Elektrobleche und ihre Eigenschaften.— «Electrotechnik», 1966, Bd 48, № 24.
- 2-6. Pry R. H., Fiedler H. C. Effect of magnetic annealing on the properties of (110) [001] oriented 3,25% silicon iron strip.— «J. Appl. Phys.», 1959, v. 30, № 4.
- 2-7. Дружинин В. В., Векслер А. З., Куренных Л. К. Справочник магнитных и электрических характеристик горячекатаной электротехнической стали. М., Изд-во стандартов, 1972.
- 2-8. Займовский А. С., Островский Е. П. Отжиг трансформаторной стали в водороде при высокой температуре. — «Вестник электропромышленности», 1933, № 9.
- 2-9. Трахтенберг Б. Ф. Об аномальном изменении магнитной индукции горячекатаной трансформаторной стали в области сильных полей при высокотемпературном отжиге. — «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.
- 2-10. Власов К. Б. О влиянии величины зерна на магнитные свойства листовых ферромагнитных материалов в области больших индукций.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.
- 2-11. Дружинин В. В. Анизотропия магнитных свойств электротехнической стали.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.
- 2-12. Дружинин В. В., Игнатова Г. В. О кристаллографической текстуре и анизотропии магнитных свойств горячекатаной динамной стали.— «Физика металлов и металловедение», 1960, т. IX, вып. 3.
- 2-13. Расторгуев А. А. и др. Малотекстурованная холоднокатаная электротехническая сталь.— «Сталь», 1958, № 11, с. 1023.
- 2-14. Лапкин Н. И., Дубров Н. Ф. Холоднокатаная динамная сталь.— «Физика металлов и металловедение», 1958, т. VI, вып. 4.

2-15. Молотиллов Б. В., Миронов Л. В. Проблемные вопросы качества и применения изотропных электротехнических сталей. — «Электротехническая промышленность. Серия электротехнические материалы», 1971, вып. 4.

2-16. Nilite Cor. Каталог фирмы Явата Япония, 1968.

2-17. Петров Г. Н. Электрические машины, ч. 1. М.—Л., Госэнергоиздат, 1956.

2-18. Дружинин В. В., Бурдакова Ю. П. О соотношении потерь на гистерезис и вихревые токи. — «Электричество», 1956, № 8.

2-19. Зайдман И. Д. О виде формулы для выражения зависимости удельных потерь в электротехнической стали от амплитуды магнитной индукции и частоты тока. — «Электричество», 1968, № 3.

2-20. Дружинин В. В., Куренных Л. К. О зависимости удельных потерь электротехнической стали от амплитуды магнитной индукции. — «Электричество», 1972, № 1.

2-21. Зайдман И. Д. Влияние текстуры на характер зависимости удельных потерь в трансформаторной стали от амплитуды магнитной индукции. — «Физика металлов и металловедение», 1968, т. 26, вып. 1.

2-22. Казаджан Л. Б. и др. Влияние структурных факторов на соотношение удельных потерь $p_{1,0/50}$ и $p_{1,5/50}$ холоднокатаной трансформаторной стали. — «Известия АН СССР. Серия физическая», 1970, т. XXXIV, № 2.

2-23. Дружинин В. В., Казаджан Л. Б., Прасова Т. И. Зависимость дополнительных потерь на вихревые токи от величины зерна в мелкозернистой динамной стали. — «Физика металлов и металловедение», 1962, т. 13, вып. 4.

2-24. Littman M. F. Structures and magnetic properties of grain-oriented 3.2% silicon-iron. — «J. Appl. Phys.», 1967, v. 38, № 3.

2-25. Дружинин В. В., Янус Р. И. Неоднородность ферромагнетиков, как причина дополнительных потерь энергии при их перемагничивании. — «Журнал технической физики», 1947, т. XXVII, вып. 6.

2-26. Дружинин В. В., Прасова Т. И. Зависимость потерь на вихревые токи от магнитной структуры электротехнической стали. — «Известия АН СССР. Серия физическая», 1962, т. XXVI, № 2.

2-27. Дружинин В. В. и др. Исследование магнитных и структурных характеристик холоднокатаной трансформаторной стали с ребровой структурой и низкими удельными потерями. — «Известия АН СССР. Серия физическая», 1970, т. XXXIV, № 2.

2-28. Daniels M. R. Connection between power loss and misorientation in silicon iron in magnetic materials and their applications. — «IEEE Conf. Publ.», 1967, v. 33.

2-29. Bishop M. A. Magnetic domain structure and losses in goss-textured silicon-iron. — «Proc. IEE», 1970, v. 117, № 11.

2-30. Houze G. L. Domain wall motion in grain-oriented silicon steel in cyclic magnetic fields. — «J. Appl. Phys.», 1967, v. 38, № 3.

2-31. Шур Я. С., Хан Е. Б., Зайкова В. А. Доменная структура монокристаллов кремнистого железа и электромагнитные потери. — «Физика металлов и металловедение», 1971, т. 31, вып. 2.

2-32. Дунаев Ф. Н. О потерях энергии при перемагничивании ферромагнетиков. — «Физика металлов и металловедение», 1970, т. 29, вып. 5.

2-33. Дунаев Ф. Н. О потерях энергии при перемагничивании ферромагнетиков. — «Физика металлов и металловедение», 1970, т. 30, вып. 3.

2-34. Cartv M., Houze G. L., Malagari F. A. Textures electrical property correlation in oriented silicon steel.— «J. Appl. Phys.», 1967, v. 38, № 3.

2-35. Дружинин В. В., Малыгин М. А., Чистяков В. К. Зависимость потерь на вихревые токи от магнитной текстуры в холоднокатаной трансформаторной стали.— «Физика металлов и металловедение», 1972, т. 33, вып. 2.

2-36. Дунаев Ф. Н. Магнитная текстура и процессы намагничивания многоосных ферромагнетиков. Автореф. на соиск. учен. степени д-ра тех. наук. Свердловск, 1971 г. (Институт физики металлов АН СССР).

2-37. Шур Я. С. Влияние термообработки в магнитном поле на распространение спонтанных областей в ферромагнитных монокристаллах.— «Доклады АН СССР», 1938, т. 21.

2-38. Дунаев Ф. Н. и др. Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. М., «Наука», 1969.

2-39. Борисенко В. Г. и др. Некоторые особенности технологии выпрямляющего отжига полос холоднокатаной трансформаторной стали.— «Известия АН СССР. Серия физич.», 1970, т. XXXIV, № 2.

2-40. Мирошниченко Е. А., Прокопченко Е. А. Влияние поверхностных оксидных пленок на магнитные свойства электротехнических сталей.— «Известия АН СССР. Серия физич.», 1970, т. XXXIV, вып. 2.

2-41. Дружинин В. В., Янус Р. И. Об анизотропии коэрцитивной силы в монокристаллах железоникелевого сплава.— «Журнал технической физики», 1952, т. XXII, вып. 5.

2-42. Elenbaas W. Magnetische Eigenschaften dünner Metallschichten.— «Ztschr. f. Phys.», 1932, Bd 76.

2-43. Шур Я. С., Зайкова В. А. О зависимости коэрцитивной силы мягких магнитных материалов от толщины листа.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.

2-44. Бурдакова Ю. П., Дружинин В. В. О зависимости коэрцитивной силы от толщины листов железо-кремнистого сплава.— «Журнал технической физики», 1955, т. XXV, вып. 1.

2-45. Кацер Я. К вопросу теории коэрцитивной силы тонких листов.— «Чехословацкий физический журнал», 1956, № 4.

2-46. Козманов Ю. Д. и др. Внутреннее окисление электротехнических сталей.— В кн.: Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. М., «Наука», 1969.

2-47. Дружинин В. В., Куренных Л. К. К вопросу о влиянии окисления на магнитные свойства горячекатаной электротехнической стали.— «Физика металлов и металловедение», 1958, т. VI, вып. 1.

2-48. Мухаева Э. В., Козманов Ю. Д., Дружинин В. В. О магнитных свойствах внутренне окисленной электротехнической стали Э1.— «Физика металлов и металловедение», 1968, т. 36, вып. 4.

2-49. Буланова А. И., Векслер А. З., Рудный Н. М. Исследование ваттметрового метода измерения потерь при одновременном намагничивании электротехнической стали постоянным и переменным полями.— «Труды ВНИИМ. Магнитные измерения и исследования», 1956, вып. 29 (89).

2-50. Огорчак А. Р. Графоаналитические определения потерь в стали при комбинированном намагничивании. «Известия вузов. Электромеханика», 1966, № 12.

2-51. Розенблат М. А. Магнитные усилители. М., «Советское радио», 1960.

2-52. Чернышев Е. Т., Чечурина Е. И. О выборе магнитных характеристик ферромагнитных материалов при одновременном намагничивании постоянным и переменным полями.— «Труды ВНИИМ. Магнитные измерения и исследования», 1956, вып. 29(89).

3-1. Дружинин В. В. Магнитные свойства электротехнической стали. М.—Л., Госэнергоиздат, 1962.

3-2. Миронов Л. В., Попова В. П., Черенков В. И. Влияние температуры отжига на магнитные свойства стали Э44 в динамическом режиме намагничивания. «Известия АН СССР. Серия физическая», 1970, т. XXXIV, № 2.

3-3. Рудный Н. М. Ваттметровый метод измерения потерь на гистерезис и вихревые токи при повышенных частотах.— «Труды ВНИИМ. Магнитные измерения и исследования», 1956, вып. 29(89), с. 150—171.

3-4. Попова В. П. Исследование частотных характеристик электротехнических сталей.— «Электричество», 1967, № 5.

4-1. Williams H. Variation of the initial permeability with direction in single crystals of silicon iron.— «Phys. Rev.», 1937, v. 52, № 9.

4-2. Самарин А. М., Гарнык Г. А. Влияние некоторых примесей на свойства трансформаторной стали.— «Труды III Конференции по физико-химическим основам производства стали». М., Изд-во АН СССР, 1957.

4-3. Займовский А. С., Островский Е. П. Отжиг трансформаторной стали при высокой температуре.— «Уральская металлургия», 1933, № 9—10.

4-4. Pavlek B. Iron-silicon alloys of high initial permeability.— «Steel Metals Industry», 1944, v. VIII.

4-5. Меськин В. С., Лапкин Н. И. О влиянии высокотемпературного отжига и повторного нагрева на магнитные свойства электротехнических сталей.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.

4-6. Дружинин В. В., Королева В. А. К вопросу о влиянии температуры отжига в водороде на магнитные свойства трансформаторной стали.— «Труды секции металловедения и термической обработки», 1958, № 1.

4-7. Зыков Г. А., Некрасова М. И., Дружинин В. В. Влияние термической обработки на магнитную индукцию горячекатаной трансформаторной стали.— «Сталь», 1959, № 11.

4-8. Петренко А. Г., Куртова Л. А., Беспалов В. Н. Разработка и внедрение технологии производства трансформаторной стали с повышенной проницаемостью в слабых полях.— «Труды Института стали и сплавов. Металловедение, термообработка и физические свойства металлов и сплавов». Липецк, 1970, ч. I, вып. VII, с. 59.

4-9. Афанасьев С. В. и др. Начальная проницаемость тончайшей ленты электротехнической стали.— «Тезисы докладов Всесоюзного совещания по физике и металловедению электротехнических сталей». Свердловск, 1968.

4-10. Ожиганов В. С., Сухаков Г. П. Способ получения высокой начальной проницаемости в холоднокатаной трансформаторной стали.— «Тезисы докладов Всесоюзного совещания по физике и металловедению электротехнических сталей». Свердловск, 1968.

4-11. Fahlenbrach H., Houdremont E. Erhöhung der Anfangspermeabilität von niedriglegierten Eisen-Silizium und Eisen-Aluminium-

legierungen durch oxydierendes Glühen bei niedrigen Temperaturen.— «Arch. Eisenhüttenwesen», 1954, № 7/8.

4-12. Дружинин В. В., Зыков Г. А., Некрасова М. И. Повторный отжиг штамповок трансформаторной стали Э45—Э46.— «Вестник электропромышленности», 1960, № 5.

4-13. Дружинин В. В., Некрасова М. И., Верховец М. Н. О влиянии длительных низкотемпературных отжигов текстурованной трансформаторной стали на ее структуру и магнитные свойства.— В кн.: Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. М., «Наука», 1969.

4-14. Gorsky W. S. Theorie der elastischen Nachwirkung in ungeordneten Mischkristallen.— «Phys. Z. Sow.», 1935, Bd 8, № 4.

4-15. Snoek J. L. Time effects in magnetization.— «Physica», 1938, v. 5.

4-16. Сноек И. Л. Исследование в области новых ферромагнитных материалов. М., Изд-во иностр. лит., 1949.

4-17. Néel L. Le trainage magnétique.— «J. de Phys. Rad.», 1951, № 12.

4-18. Ратенау Д. Временные эффекты при намагничивании.— В кн.: Магнитные свойства металлов и сплавов. М., Изд-во иностр. лит., 1961.

4-19. Кекало И. Б. О некоторых закономерностях временного спада начальной проницаемости в сплаве Fe — 3% Si.— «Известия вузов. Черная металлургия», 1971, № 9.

4-20. Барятинский В. П. и др. Магнитные свойства ленточной электротехнической стали в динамическом режиме намагничивания.— «Электротехника», 1972, № 3.

5-1. Меськин В. С. Ферромагнитные сплавы. М.—Л., ОНТИ, 1937.

5-2. Mager A., Pfeifer J. Über Karbidausscheidungen in Siliziumeisen.— «Ztschr. angew. Phys.», 1963, Bd 15, № 3.

5-3. Брашewan Г. А и др. Старение холоднокатаной трансформаторной стали.— «Металловедение и термическая обработка металлов», 1967, № 2.

5-4. Дружинин В. В., Куренных Л. К., Кожуров А. А. Увеличение потерь в электротехнической стали при ее старении.— «Вестник электропромышленности», 1957, № 8.

5-5. Шрамков Е. Г., Зуева Н. Г. Об искусственном старении листовой электротехнической стали.— «Вестник стандартизации», 1931, № 11—12.

5-6. Дружинин В. В., Дурнев В. Д., Куренных Л. К. Старение электротехнической стали в магнитном поле.— «Физика металлов и металловедение», 1970, т. 30, вып. 6.

5-7. Шубина Л. А. Зависимость кристаллографической магнитной анизотропии монокристаллов кремнистого железа от температуры.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1947, № 11.

5-8. Chen C. W. Temperature dependance of magnetic properties of silicon-iron.— «J. Appl. Phys.», 1958, v. 29, № 9.

5-9. Дарбинян Б. Л. Исследование температурной зависимости магнитных свойств электротехнических сталей до 700 °С.— «Труды I научно-технической конференции Армянского филиала ВНИИЭМ», 1965.

5-10. Альтгаузен О. Н. Исследование влияния температуры на магнитные свойства электротехнической стали.— «Электричество», 1958, № 6.

5-11. Намитоков К. К., Профатилова Н. Н. Изменение магнитных свойств электротехнических сталей в широком диапазоне температур.— «Электротехника», 1966, № 8, с. 30.

5-12. Fahlenbrach H., Houdremont E. Erhöhung der Anfangspermeabilität von niedriglegierten Eisen-Silizium und Eisen—Aluminium-Legierungen durch oxydierendes Glühen bei niedrigen Temperaturen.— «Arch. Eisenhüttenwesen», 1954, № 7 (8).

5-13. Шур Я. С., Дрожжина В. И. О температурном магнитном гистерезисе в ферромагнетиках.— «Доклады АН СССР», 1947, т. 56.

5-14. Казарновский Л. Ш. Влияние нагрева на электромагнитные свойства листовой электротехнической стали.— «Вестник электропромышленности», 1955, № 3.

5-15. Дружинин В. В., Мокрушина Н. И. Температурная зависимость потерь на гистерезис и вихревые токи в электротехнической стали.— «Физика металлов и металловедение», 1960, т. IX, вып. 4.

5-16. Gniewek J. J., Ploge E. J. Cryogenic behaviour of selected magnetic materials.— «J. Res. Nat. Bur. Standards», 1965, v. 69, № 3.

5-17. Дунаев Ф. Н., Иванченко С. Н. О температурной зависимости удельных потерь в трансформаторной стали.— «Известия вузов. Физика», 1970, № 1.

6-1. Шур Я. С., Мишин Д. Д. Влияние малых упругих напряжений на начальную восприимчивость ферромагнетиков.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1952, т. XVI, № 6.

6-2. Шур Я. С., Дунаев Ф. Н. Зависимость эффекта термомеханической обработки мягких магнитных материалов от величины нагрузки и температуры обработки.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1952, т. XVI, № 6.

6-3. Вонсовский С. В. Влияние малых упругих напряжений на начальную обратимую восприимчивость ферромагнетиков.— «Журнал экспериментальной и теоретической физики», 1947, т. 17, вып. 12.

6-4. Гершман Р. В., Кочнов В. Е. Влияние пластической деформации изгибом и растяжением и последующего отжига на удельные потери холоднокатаной стали. Теория и практика металлургии. Челябинск, Южноуральское книжное изд-во, 1966, вып. 8.

6-5. Neurath P. W., Waite R. E. Elastic and plastic strains and watt losses in grain-oriented 3% Si-Fe.— «J. of Metals», 1955, March.

6-6. Brailsford F. Effects of tensile stress on the magnetic properties of grain-oriented silicon-iron laminations.— «Proc. IEE», 1963, v. 10, № 1.

6-7. Дунаев Ф. Н., Иванченко С. Н., Дружинин В. В. Влияние упругих напряжений на удельные потери холоднокатаной трансформаторной стали.— «Труды Уральского Государственного Университета. Магнитные, магнитомеханические и электрические свойства ферромагнетиков», 1967, № 62, вып. 3.

6-8. Дружинин В. В. и др. О влиянии магнитной текстуры на удельные потери холоднокатаной трансформаторной стали.— «Труды Всесоюзной межвузовской конференции по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах», 1969, ч. 1.

6-9. Brown D., Helt G., Thompson J. Influence of compressive and tensile stresses at various temperatures on some magnetic properties of transformer laminations.— «Proc. Inst. Electr. Engrs», 1965, v. 112, № 1.

6-10. Yamomota T., Nozawa T. Effect of tensile stress on total loss of single crystals of 3% silicon-iron.— «J. Appl. Phys.», 1970, v. 41, № 7.

6-11. Дружинин В. В., Чистяков В. К. Влияние сжимающих напряжений на магнитные свойства электротехнической стали.— «Электротехника», 1973, вып. 1.

6-12. Эйнгорн И. Я. Влияние анизотропии магнитных свойств и давления, нормального к плоскости листа на электромагнитные характеристики трансформаторной стали.— «Электротехника», 1970, № 3.

6-13. Neumann F. Die Wechselfeld — Magnetostriktion von kornorientiertem Transformatorblech.— «ETZ — A», 1966, Bd 18, № 15.

6-14. Leistner K., Notzon H. Verlustmessungen unter tangentialen mechanischen Spannungen im Elektroblechpaket.— «ETZ — A», 1966, Bd 87, № 19, S. 701.

6-15. Cole R. M. Effect of elastic bending on magnetic properties of oriented silicon-iron.— «J. Appl. Phys.», 1968, v. 29, № 3.

6-16. Getting M. P. Is 3,25% Si oriented core steel the ultimate?— «J. Appl. Phys.», 1967, v. 38, № 3.

6-17. Дружинин В. В. Влияние упругого изгиба пластин на магнитные характеристики электротехнической стали.— «Электротехника», 1973, № 3.

6-18. Голубев Т., Пшеничный Г. И. Влияние механической обработки на электромагнитные характеристики рулонной электротехнической стали.— «Электротехническая промышленность», 1967, вып. 285.

6-19. Гершман Р. Б. и др. Влияние упругого изгиба на магнитные свойства электротехнических сталей.— «Электричество», 1963, № 1.

7-1. Дружинин В. В. и др. Аппарат для измерения удельных потерь и магнитной индукции электротехнической стали на целых листах.— «Вестник электропромышленности», 1958, № 7.

7-2. Радионов В. Г., Шугайло А. И., Эйнгорн И. Я. Влияние технологической обработки пластин магнитопроводов на электромагнитные характеристики силовых трансформаторов.— «Электротехническая промышленность», 1967, вып. 292.

7-3. Гуменюк Э. М., Трахтман Н. М. Влияние технологии изготовления магнитопроводов силовых трансформаторов на потери в стали.— «Электротехника», 1966, № 4.

7-4. Эйнгорн И. Я., Шугайло А. И. Новый способ закатки заусенцев на пластинах холоднокатаной электротехнической стали.— «Электротехническая промышленность», 1967, № 285.

7-5. Бочаров Б. М., Вишневский В. И., Маслов А. С. Устройство для снятия заусенцев с кромок мерных стальных полос. А. С. № 287504 Оpubл. в бюлл. «Открытия. Изобретения. Пром. образцы. Товарные знаки», 1970, № 35.

7-6. Родионов В. Г. Влияние отверстий в позициях ярма на потери и ток холостого хода трансформатора.— «Вестник электропромышленности», 1962, № 2.

7-7. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М., Металлургиздат, 1967.

7-8. Дрожжина В. И., Лужинская М. Г., Шур Я. С. Влияние процессов отжига и рекристаллизации на магнитные свойства мягких магнитных материалов.— «Журнал технической физики», 1948, т. XVIII, вып. 2.

7-9. Брашеван Г. А., Молотиллов Б. В. Влияние механической обработки на магнитные свойства магнитопроводов из электротехнической стали.— «Электричество», 1966, № 4.

7-10. Шварцбарт Я. С. Основы рациональной технологии торондальных магнитопроводов из трансформаторной стали.— «Электричество», 1965, № 1.

7-11. Истес П. Х. Получение магнитных материалов и их свойства.— В кн.: Листовой прокат. М., Металлургиздат, 1963.

7-12. Бродов А. А., Миронов Л. В., Полосина Э. С. К вопросу об экономической эффективности отжига штамповок электротехнической стали.— «Электротехника», 1970, № 8.

7-13. Филиппов В. И. Рольганговая электропечь ОКБ-885 для вторичного отжига трансформаторной стали.— «Металловедение и термическая обработка металлов», 1963, № 3.

7-14. Гуменюк А. Д. и др. Влияние технологии изготовления магнитопроводов силовых трансформаторов на потери в стали.— «Электротехника», 1966, № 4.

7-15. Иванченко О. Н. и др. Старение текстурованной трансформаторной стали после ускоренного отжига.— «Электротехника», 1971, № 8.

7-16. Каган Я. И. и др. Влияние краевого наклепа и термической обработки на магнитные свойства электротехнической стали.— «Труды Всесоюзного научно-исследовательского института технологии электромашино- и аппаратостроения», 1964, вып. 2.

7-17. Каган Я. И. Применение оксидирования листовой электротехнической стали на ХЭЛЗ.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 2.

7-18. Месъкин В. С. и др. Магнитные свойства холоднокатаной электротехнической стали при термовоздушном оксидировании.— «Металловедение и термическая обработка металлов», 1967, № 2.

8-1. Электрические и магнитные измерения. Под ред. Е. Г. Шрамкова. М.— Л., ОНТИ, 1937.

8-2. Кифер И. И. Испытания ферромагнитных материалов. М.— Л., Госэнергоиздат, 1969.

8-3. Векслер А. З. Зависимость длины магнитного пути от напряженности поля.— «Новые научно-исследовательские работы по метрологии. Магнитные измерения», 1964, № 5.

8-4. Янус Р. И., Шубина Л. А. О применении баллистических методов для измерения коэрцитивной силы и съёмки петель гистерезиса.— «Журнал технической физики», 1939, т. IX, вып. 22.

8-5. Янус Р. И., Фридман Л. Х., Дрожжина В. И. Быстрый метод контроля коэрцитивной силы листов электротехнического железа.— «Заводская лаборатория», 1955, № 10.

8-6. Янус Р. И. и др. Автоматический аппарат для рассортировки листов электротехнической стали.— «Заводская лаборатория», 1959, № 4.

8-7. Францевич В. М., Фридман Л. Х. Коэрцитиметр с автоматическим процессом измерения.— «Заводская лаборатория», 1956, № 5.

9-1. Буланова А. И., Векслер А. З., Фалалеева Т. Н. Выбор длины магнитного пути при определении кривой намагничивания в аппарате Эпштейна.— «Труды метрологических институтов СССР. Исследование в области магнитных измерений», 1968, вып. 93 (153).

9-2. Методы испытания листовой электротехнической стали (Япо-

ния).— «Прокатка и прокатное оборудование. Экспресс-информация», 1970, № 7.

9-3. Векслер А. З. Зависимость эффективной напряженности магнитного поля от искажения магнитного потока.— «Новые научно-исследовательские работы по метрологии. Магнитные измерения», 1964, № 5.

9-4. Векслер А. З., Буланова А. И., Фалалеева Т. Н. Учет неоднородности намагничивания.— «Новые научно-исследовательские работы по метрологии. Магнитные измерения», 1964, № 5.

9-5. Дружинин В. В., Кожуров А. А. О погрешности измерения потерь в дифференциальном аппарате Эпштейна-Лонкицена.— «Заводская лаборатория», 1956, № 12.

9-6. Янус Р. И., Грехов О. В., Дружинин В. В. Метод таррирования при магнитных испытаниях электротехнической стали на дифференциальных аппаратах.— «Электричество», 1952, № 7.

9-7. Власов В. Ф. Аппарат для определения потерь и приборы для испытания намагничивания.— «Электричество», 1927, № 2.

9-8. Янус Р. И., Соколов А. Д. К методике магнитных испытаний целых листов электротехнических сталей.— «Журнал технической физики», 1938, № 19.

9-9. Edmunson D. Electrical and magnetic measurement in electrical engineering factory.— «Proc. Inst. Electr. Eng.», 1955, v. 102, № 4.

9-10. Соколов А. Д., Янус Р. И. Аппарат для определения электромагнитных характеристик динатного и трансформаторного железа на целых листах.— «Физика металлов и металловедение», 1955, т. I, вып. 1.

9-11. Дружинин В. В. и др. Аппарат для измерения удельных потерь и магнитной индукции электротехнической стали на целых листах.— «Вестник электропромышленности», 1958, № 7.

9-12. Янус Р. И., Вдовин Ю. А. Методика и аппаратура для неповреждающего контроля электротехнической стали.— «Измерительная техника», 1961, № 13.

9-13. Атоян В. В., Хачатрян П. Аппаратура для массового контроля свойств электротехнической стали.— «Электротехническая промышленность», 1965, вып. 252.

9-14. Петроченко В. Ф. Установка для испытания электротехнической стали в заводских условиях. — «Бюллетень технической информации НТО Машпрома», Киев, 1957, № 4.

9-15. Поливанов К. М., Кутяшев В. А. Измерение магнитных свойств листовой стали в целых листах или на отдельных пластинах.— «Известия АН СССР. Серия физическая», 1951, т. XVI, № 6.

9-16. Krug W. Zeitpaket — Streifenjoch und Ganztafel — Messjoch zur Ermittlung der magnetischen Kenngrößen von Elektroblechen.— «Arch. Eisenhüttenwesen», 1956, № 3.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
Глава первая. Физические свойства электротехнической стали	5
1-1. Основные представления современной теории ферромагнетизма	5
1-2. Основные магнитные характеристики ферромагнетиков в постоянном магнитном поле	13
а) Кривая намагничивания	14
б) Коэффициент размагничивания	16
1-3. Основные характеристики и параметры ферромагнетиков в переменном магнитном поле	17
а) Кривая намагничивания	17
б) Потери от гистерезиса и вихревых токов	21
1-4. Влияние кремния на магнитные и электрические свойства электротехнической стали	25
1-5. Влияние кремния на плотность и механические свойства электротехнической стали	30
1-6. Влияние кристаллической структуры на магнитные свойства электротехнической стали	38
1-7. Кристаллическая текстура в электротехнической стали	42
Глава вторая. Магнитные и электрические свойства сталей, применяемых в средних и сильных магнитных полях при частоте переменного тока 50 гц	47
2-1. Классификация сталей	47
2-2. Кривые намагничивания	48
а) Холоднокатаная текстурованная сталь	52
б) Горячекатаная сталь	58
в) Холоднокатаная малотекстурованная сталь	64
2-3. Удельные потери при перемагничивании	66
а) Зависимость удельных потерь от амплитуды магнитной индукции	68
б) Зависимость удельных потерь от частоты переменного поля	77
2-4. Дополнительные потери в электротехнической стали	80
2-5. Кристаллическая и магнитная текстура	89
2-6. Статические и динамические циклы гистерезиса	95
2-7. Зависимость магнитных характеристик стали от толщины листа	101
2-8. Влияние окалины на магнитные свойства электротехнической стали	105
2-9. Магнитные характеристики электротехнической стали при одновременном намагничивании постоянным и переменным магнитными полями	108
	235

Глава третья. Магнитные и электрические свойства сталей, применяемых в силовых агрегатах при повышенной частоте переменного тока	112
3-1. Удельные потери при перемагничивании	112
а) зависимость удельных потерь от частоты переменного поля	115
б) Зависимость удельных потерь от амплитуды магнитной индукции	120
3-2. Кривые намагничивания	123
Глава четвертая. Магнитные и электрические свойства сталей, применяемых в слабых и средних магнитных полях	126
4-1. Зависимость магнитных свойств стали от условий изготовления и испытания образцов	126
4-2. Временной спад и анизотропия магнитной проницаемости	129
а) Временной спад магнитной проницаемости	129
б) Анизотропия магнитной проницаемости	133
4-3. Магнитные характеристики стали в переменных магнитных полях	135
Глава пятая. Старение электротехнической стали и изменение ее характеристик с температурой	138
5-1. Влияние старения на изменение удельных потерь и магнитной проницаемости	138
а) Зависимость коэффициента старения от амплитуды магнитной индукции	140
б) Зависимость коэффициента старения от режимов старения	141
в) Зависимость коэффициента старения от скорости охлаждения при повторном отжиге	142
5-2. Влияние температуры на изменение удельных потерь и магнитной проницаемости	143
а) Температурная зависимость магнитной проницаемости	145
б) Температурная зависимость удельных потерь	149
Глава шестая. Влияние упругих напряжений на магнитные свойства электротехнической стали	153
6-1. Влияние упругих напряжений на магнитные свойства стали	153
а) Односторонние упругие растяжения	155
б) Односторонние упругие сжатия	160
6-2. Влияние упругого изгиба на магнитные свойства стали	168
Глава седьмая. Влияние наклепа и повторного отжига на магнитные и электрические свойства стали	172
7-1. Влияние резки, штамповки, закатки заусенцев и других технологических операций на магнитные и электрические свойства стали	172
а) Влияние резки и штамповки пластин на свойства стали	172
б) Влияние закатки заусенцев на свойства стали	176
7-2. Влияние повторного отжига на магнитные и электрические свойства стали	178
а) Условия отжига стали	184
б) Среда отжига	187

Глава восьмая. Измерение магнитных характеристик электротехнической стали в постоянном магнитном поле	189
8-1. Общие замечания	189
8-2. Теория баллистического гальванометра	190
8-3. Градуировка баллистического гальванометра	192
8-4. Размагничивание образцов перед измерением	194
8-5. Определение магнитной индукции баллистическим методом	196
8-6. Применение пермсаметра для определения кривой намагничивания	200
8-7. Измерение магнитной индукции дифференциальным методом	201
8-8. Определение статических циклов гистерезиса и коэрцитивной силы	203
8-9. Определение коэрцитивной силы методом сброса	204
8-10. Определение коэрцитивной силы в листах электротехнической стали с помощью феррозондов	205
Глава девятая. Измерение магнитных и электрических характеристик электротехнической стали в переменном магнитном поле	207
9-1. Измерение кривой намагничивания в переменном поле	207
9-2. Измерение удельных потерь абсолютным ваттметровым методом на аппарате Эпштейна. Полная удельная мощность	211
9-3. Определение удельных потерь дифференциальным ваттметровым методом на аппарате Эпштейна	214
9-4. Определение магнитных характеристик на целых листах и в движущейся ленте	218
Список литературы	223



Имеются в продаже

Бродовский В. Н., Иванов Е. С. Приводы с частотно-токовым управлением. 1974. 168 с. с ил. 49 к.

Виноградов В. И. Исследование вентиляторов электрических машин. 1970. 92 с. с ил. 22 к.

Герасимова Л. С., Дейнега И. А. Технология и оборудование производства трансформаторов. Учеб. пособие для техникумов. 1972. 264 с. с ил. 1 р. 47 к.

Иванов-Смоленский А. В. Электромагнитные поля и процессы в электрических машинах и их физическое моделирование. 1969, 304 с. с ил. 1 р. 05 к.

Никулин Н. В., Кортнев В. В. Оборудование и технология производства электрокерамических конструкций. Учебник для техникумов. 1969. 416 с. с ил. 97 к.

Петров Ю. П. Оптимальное управление электрическим приводом с учетом ограничений по нагреву. 1971. 144 с. с ил. 43 к.

Подпятники, направляющие подшипники и крестовины мощных гидрогенераторов. 1968. 92 с. с ил. (Технология электромашиностроения. Вып. 5) 26 к.

Полтев А. И. Элегазовые аппараты. 1971. 152 с. с ил. 61 к.

Пономарев Л. Т. Эскапоновая электрическая изоляция. 1969. 192 с. с ил. 81 к.

Свенчанский А. Д., Смелянский М. Я. Электрические промышленные печи. Часть 2. Дуговые печи. Учеб. пособие для вузов. 1970. 264 с. с ил. 1 р. 09 к.

Фомин Б. П., Циханович Б. Г. Переносные суппорты для проточки коллекторов и валов в собранных машинах постоянного тока. 1971. 28 с. с ил. (Технология электромашиностроения. Вып. 11). 09 к.

Теоретические основы электротехники. Учебник для вузов. Под ред. **Г. И. Атабекова**. В 3-х ч. Изд. 3-е, испр. и доп. 1970.

Часть 2. **Атабеков Г. И., Тимофеев А. Б., Хухряков С. С.** Нелинейные цепи. 232 с. с ил. 64 к.

Часть 3. **Купалян С. Д.** Электромагнитное поле. 248 с. с ил. 60 к.

Перечисленные книги можно приобрести во всех книжных магазинах, распространяющих техническую литературу.

При отсутствии этих книг в местных магазинах заказы можно направлять по адресу:

103031 Москва, К-30, ул. Петровка, 15, магазин Москкниги № 8, отдел «Книга—почтой».

196066 Ленинград, М-66, Московский проспект, 189, магазин № 92 Ленкниги «Энергия».

ВЛАДИМИР ВЯЧЕСЛАВОВИЧ ДРУЖИНИН
**МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ**

Редактор *Л. Ш. Казарновский*
Редактор издательства *Л. А. Решина*
Переплет художника *А. А. Иванова*
Технический редактор *Л. Н. Никитина*
Корректор *З. Б. Драновская*

Сдано в набор 19/II 1974 г.

Подписано к печати 15 VIII 1974 г. Т-14549

Формат 84×108¹/₃₂

Бумага типографская № 2

Усл. печ. л. 12,6

Уч.-изд. л. 13,91

Тираж 6 000 экз.

Зак. 663

Цена 82 коп.

Издательство «Энергия»,
Москва, М-114, Шлюзовая наб., 10.

Московская типография № 10 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров
СССР по делам издательств, полиграфии и
книжной торговли. Москва, М-114,
Шлюзовая наб., 10.